

Tenacità a frattura di acciai per stampi per materie plastiche: dipendenza dal ciclo produttivo, dal trattamento termico e dalla microstruttura.

Original

Tenacità a frattura di acciai per stampi per materie plastiche: dipendenza dal ciclo produttivo, dal trattamento termico e dalla microstruttura / Matteis, Paolo. - (2006). [10.6092/polito/porto/2502971]

Availability:

This version is available at: 11583/2502971 since:

Publisher:

Politecnico di Torino

Published

DOI:10.6092/polito/porto/2502971

Terms of use:

Altro tipo di accesso

This article is made available under terms and conditions as specified in the corresponding bibliographic description in the repository

Publisher copyright

(Article begins on next page)

POLITECNICO DI TORINO

Facoltà di Ingegneria I

Dottorato di Ricerca in Ingegneria Metallurgica
(Settore: ING-IND/21-Metallurgia)

XVIII Ciclo
Triennio 2003 - 2005



TESI DI DOTTORATO DI RICERCA

**Tenacità a frattura di acciai per stampi per materie
plastiche: dipendenza dal ciclo produttivo, dal
trattamento termico e dalla microstruttura.**

Coordinatore Nazionale e Tutore
Prof. Donato FIRRAO

Coordinatore Locale
Prof. Mario ROSSO

Dottorando
Paolo MATTEIS

Sommario

1.	Premessa	5
2.	Introduzione	6
2.1.	Stampi autoveicolistici di grandi dimensioni	7
2.1.1.	Materiali per stampi per materie plastiche.....	7
2.1.2.	Progettazione ed esercizio	8
2.1.3.	Sollecitazioni	9
2.1.4.	Acciaio e ciclo di lavorazione comunemente usati.....	12
2.1.5.	Acciai e cicli di lavorazione alternativi	14
	Ciclo ricottura - sgrassatura – bonifica - finitura.....	14
	Acciai indurenti per precipitazione.....	15
	Acciai microlegati.....	15
2.2.	Tempra di blumi di grandi dimensioni	16
2.2.1.	Introduzione	16
2.2.2.	Aspetti termofisici	16
2.2.3.	Temprabilità e trasformazioni di fase	17
2.3.	Tenacità di microstrutture semplici o miste.....	21
2.3.1.	Modelli microscopici della propagazione di cricca	21
	Modelli microscopicamente duttili	21
	Modelli microscopicamente fragili.....	22
	Modelli della frattura intergranulare.....	23
2.3.2.	Risultati sperimentali su microstrutture miste	23
2.4.	Tenacità dell'acciaio 1.2738	25
3.	Sperimentale	26
3.1.	Campionamento	27
3.1.1.	Blumo A.....	28
3.1.2.	Blumo B.....	30
3.1.3.	Blumo C.....	31
3.2.	Ritrattamenti termici	33
3.2.1.	Blumo A.....	34
3.2.2.	Blumo C.....	35
3.3.	Misure di tenacità a frattura (K_{Ic})	37
3.3.1.	Lavorazione meccanica delle provette.....	37
3.3.2.	Esecuzione della precriccatura	37
3.3.3.	Esecuzione delle misure	38
3.3.4.	Risultati.....	39
	Microstrutture originarie.....	39
	Campioni ritrattati.....	40
3.4.	Analisi chimiche	41
3.5.	Microstrutture	43
3.5.1.	Precedenti grani austenitici	43
	Blumo A.....	43
	Blumo B.....	44
	Blumo C.....	46
	Confronto e discussione.....	46
3.5.2.	Microstrutture originarie.....	47
	Blumo A.....	47
	Blumo B.....	51
	Blumo B - discussione	54
	Blumo C.....	55
	Confronto e discussione.....	57
3.5.3.	Microstrutture ottenute dopo i ritrattamenti termici	59
3.6.	Prove di durezza e di trazione.....	60
3.6.1.	Preparazione dei campioni ed esecuzione delle misure.....	60

3.6.2.	Risultati.....	61
	Blumo A.....	61
	Blumo B.....	61
	Blumo C.....	63
	Confronto tra i blumi B e C	64
	Campioni ritrattati.....	64
3.7.	Prove di resilienza.....	65
3.7.1.	Preparazione dei campioni ed esecuzione delle misure.....	65
3.7.2.	Risultati.....	65
3.8.	Frattografia	67
3.8.1.	Superfici delle provette di trazione.....	67
3.8.2.	Superfici delle provette di resilienza	68
3.8.3.	Superfici delle provette di tenacità a frattura.....	70
	Provette di microstruttura originaria.....	70
	Provette ritrattate	73
	Confronto e discussione.....	76
3.9.	Analisi del comportamento a fatica	80
3.9.1.	Esecuzione delle misure	80
3.9.2.	Calcolo della cedevolezza e della forza di apertura.....	80
3.9.3.	Analisi dell'intaglio a chevron.....	81
3.9.4.	Calcolo delle curve di Paris	86
3.9.5.	Risultati.....	87
3.10.	Misure di diffusività termica	90
3.10.1.	Metodo ordinario di misura impulsiva della diffusività termica	90
3.10.2.	Apparato sperimentale	90
3.10.3.	Obiettivi e procedure sperimentali.....	91
3.10.4.	Preparazione dei campioni.....	91
3.10.5.	Misure in condizioni iniziali di non equilibrio	94
	Formulazione del modello matematico	94
	Soluzione analitica.....	95
	Discussione	96
	Riduzione dei dati sperimentali e determinazione della diffusività termica.....	97
3.10.6.	Difficoltà ed accorgimenti sperimentali	98
3.10.7.	Risultati.....	100
3.11.	Simulazioni numeriche	106
3.11.1.	Metodi di simulazione termometallurgica	106
3.11.2.	Modello termometallurgico impiegato	107
3.11.3.	Risultati.....	108
4.	Discussione dei risultati.....	110
5.	Conclusioni e sviluppi futuri	114
6.	Dedica e ringraziamenti	115
7.	Appendici.....	116
7.1.	Campionamento.....	117
7.2.	Disegni delle provette di tenacità a frattura.....	120
7.3.	Misure di tenacità a frattura.....	121
7.4.	Analisi chimiche	122
7.5.	Misure di trazione e di durezza.....	124
7.6.	Misure di resilienza.....	128
7.7.	Precriccatura	129
7.8.	Misure impulsive di diffusività termica: soluzione analitica alternativa.....	132
7.9.	Calcoli analitici.....	133
7.10.	Calcoli numerici.....	135
7.10.1.	Implementazione.....	135
7.10.2.	Verifiche	136

Verifica tridimensionale termica rispetto alla soluzione analitica.....	136
Verifica monodimensionale termometallurgica rispetto a precedenti risultati sperimentali.	136
7.10.3. Parametri.....	137
8. Riferimenti.....	139
Pubblicazioni specifiche	139
Articoli, atti e monografie.....	139
Norme tecniche	142
Specifiche e documentazioni tecniche.....	143
Tesi di Laurea e di Dottorato	143
Risultati scientifici non pubblicati	144
Comunicazioni private.....	144
Documenti tecnici privati	144

1. Premessa

Questa tesi scaturisce da un progetto di ricerca iniziato presso il Politecnico di Torino nel 2003, a seguito di difficoltà riscontrate nella filiera produttiva degli stampi per materie plastiche per l'industria automobilistica di grandi dimensioni^{1,3}

In seguito, lo stesso progetto è stato finanziato come Progetto di Rilevante Interesse Nazionale per il biennio 2004-2005, e come tale esteso anche a gruppi di ricerca afferenti al Politecnico di Milano¹²⁵ ed all'Università degli Studi di Genova¹²⁶. Pertanto, la seguente trattazione include principalmente le attività di ricerca svolte presso il Politecnico di Torino, ma anche, con puntuali citazioni, alcuni risultati strettamente complementari conseguiti presso gli altri due atenei citati.

Una parte dei risultati qui presentati sono stati precedentemente pubblicati, in modo più sintetico, dall'autore e da altri partecipanti alla ricerca, negli atti di alcuni convegni^{1,3,4,5,6,7,8} e nelle relazioni annuale e finale del progetto di ricerca nazionale menzionato^{127,128}.

Una ampia parte del lavoro sperimentale è stato svolto con la collaborazione di studenti dei corsi di laurea in ingegneria meccanica ed in ingegneria dei materiali, in occasione delle rispettive tesi di laurea, oppure di laurea magistrale. Si tratta, in ordine cronologico, di Stefania Ghiringhelli, Michele Vassallo, Roberto Spadotto, Maurizio Chiarbonello, Costantino Chiancarella, Orazio Spilotro e Matteo Simondi.

L'obiettivo generale del progetto di ricerca citato, nonché della tesi, è lo studio del comportamento meccanico dell'acciaio più frequentemente impiegato per realizzare gli stampi menzionati, in particolare per quanto concerne la tenacità a frattura, in funzione del ciclo di produzione impiegato ed in particolare del trattamento termico, rivolgendo una particolare attenzione alle differenze di microstruttura che si verificano all'interno dei blumi di acciaio prebonificati, normalmente impiegati per la lavorazione meccanica degli stampi.

Da un punto di vista tecnologico ed applicativo, la misura della tenacità a frattura e della sua dipendenza dalla posizione, all'interno di questi blumi, permette di derivare informazioni quantitative che consentano alle imprese produttrici di stampi di valutare e minimizzare il rischio di rottura fragile. Inoltre, da un punto di vista scientifico, le stesse attività consentono di verificare, per questa classe di acciai, la correlazione tra la tenacità a frattura, le diverse microstrutture e le altre proprietà meccaniche.

È stata riscontrata una tenacità a frattura sorprendentemente bassa nella maggior parte delle provette direttamente ottenute dai blumi prebonificati di acciaio per stampi per materie plastiche 1.2738, particolarmente a paragone con la tenacità a frattura di provette ottenute dai medesimi blumi e ribonificate individualmente, ma anche a paragone con i valori di tenacità a frattura usuali degli acciai da bonifica caratterizzati da un tenore di carbonio simile e temprati e rinvenuti a temperature analoghe a quelle normalmente impiegate per l'acciaio 1.2738.

Pertanto, anche allo scopo di giustificare questi risultati, è stato svolto un insieme di misure, di osservazioni e di calcoli sull'acciaio in esame, concernenti in primo luogo le microstrutture, le altre proprietà meccaniche ed i modi di frattura di campioni rappresentativi dei medesimi blumi.

L'esame delle proprietà meccaniche, inoltre, è stato completato, sia da un punto di vista tecnologico che da un punto di vista scientifico, dall'esame metallurgico e termofisico del trattamento termico dal quale queste proprietà discendono, ed in particolare della tempra, che è in primo luogo responsabile delle differenze microstrutturali.

2. Introduzione

2.1. Stampi autoveicolistici di grandi dimensioni

2.1.1. Materiali per stampi per materie plastiche

Si realizzano, talvolta, stampi per materie plastiche in leghe di alluminio, particolarmente per piccole serie^{9,100,130}, oppure in leghe di rame (in particolare con il 2% circa di berillio) per particolari esigenze di conduttività termica^{101,102} e per la possibilità di realizzare gli stampi medesimi mediante colata sotto pressione¹⁰. Nonostante ciò, la grande maggioranza degli stampi per materie plastiche (tra i quali anche gli stampi autoveicolistici di grandi dimensioni) viene fabbricata con acciai specificatamente formulati.

Gli acciai per stampi per materie plastiche si differenziano da altri acciai per utensili in quanto non sono sottoposti ad elevate temperature (come gli acciai per stampi per lavorazioni a caldo), né (ordinariamente) a forze puntuali o impulsive (come gli acciai per utensili per lavorazioni a freddo di metalli). Le loro condizioni di impiego potrebbero, dunque, essere considerate analoghe a quelle degli acciai da bonifica per costruzioni meccaniche, cui nella maggior parte dei casi sono affini anche per contenuto di elementi di lega e per costituenti metallografici. Essi devono, tuttavia, sottostare al requisito della lucidabilità, per garantire la finitura superficiale dei componenti stampati, il quale richiede che il contenuto di inclusioni sia sensibilmente minore rispetto a quello accettabile per gli acciai per costruzioni meccaniche; questo fatto giustifica la loro classificazione nella famiglia degli acciai per utensili e l'uso, nel corso della loro produzione, dei metodi tipici di detta famiglia^{10,11}.

In funzione della procedura di lavorazione della figura degli stampi, possono essere suddivisi in due categorie: acciai destinati soltanto a lavorazione per asportazione di truciolo (o per elettroerosione), ed acciai destinati anche a deformazione plastica a freddo (*cold hubbing*)^{11,12}.

In quest'ultimo processo, si realizzano numerose figure identiche nello stesso stampo mediante un punzone primario (*master hub*)^{10,12,13}; si impiegano, quindi, acciai di durezza e di indice di incrudimento limitati, successivamente sottoposti a cementazione carburante¹⁰.

Invece, nel più comune processo di lavorazione per asportazione di truciolo, normalmente impiegato nella lavorazione stampi autoveicolistici di grandi dimensioni, in Europa si impiegano tradizionalmente acciai sottoposti a tempra ed a rinvenimento prima della lavorazione stessa (*prebonificati*), mentre soltanto raramente o altrove vengono proposti ed impiegati acciai ricotti, lavorati e bonificati, oppure acciai induriti per precipitazione.

Tra gli acciai prebonificati, i tipi normati⁷⁹ 1.2311 (ovvero AISI P20¹⁴) ed 1.2738, caratterizzati da un contenuto di C dell'ordine dello 0,4% e legati con Cr, Ni, Mo, Mn, Si, sono comunemente impiegati per stampi di dimensioni medie e grandi, rispettivamente^{130,131,132,133}. Un limite nell'uso degli acciai prebonificati (discussi più ampiamente nel seguito) è costituito dalla difficoltà di ottenere proprietà omogenee in blocchi di grandi dimensioni, difficoltà inerente al processo di tempra ed aggravata dalle elevate asportazioni di materiale necessarie per realizzare la figura degli stampi dopo il trattamento termico. In particolare, il gradiente di durezza tra la superficie (normalmente 30-33 HRC) ed il cuore può causare difficoltà nella lucidatura degli stampi^{11,15}, mentre la minor durezza a cuore può rendere alcune parti dello stampo suscettibili di indentazioni locali¹¹.

Nonostante ciò, il ciclo di produzione costituito da ricottura, lavorazione meccanica e bonifica¹⁰³ (che senza dubbio conseguirebbe un miglior risultato metallurgico) è rarissimamente impiegato, soprattutto perché il trattamento termico incrementa il tempo totale di esecuzione degli stampi, ma anche per i maggiori costi dovuti alla lavorazione meccanica di finitura, resa necessaria dalle variazioni dimensionali occorrenti durante il trattamento termico^{130,131}.

Gli acciai indurenti per precipitazione conseguono durezza dell'ordine di 37-42 HRC¹⁵ e sono di uso comune soprattutto (ma non soltanto) in Giappone. Tra di essi si può menzionare il tipo normato AISI P21^{14,16}, caratterizzato da un contenuto di carbonio dell'ordine dello 0,2% e legato segnatamente con nichel (4%), cobalto (1,2%), vanadio ed alluminio (nonché con ridotti tenori di manganese, silicio e cromo). La maggior parte della produzione di tali acciai, tuttavia, è costituita da tipi non normati¹⁵, la cui composizione non è pubblicata in dettaglio. Questi acciai offrono (rispetto agli acciai prebonificati ed a fronte di un maggior costo) il vantaggio di una maggiore uniformità microstrutturale e, quindi, di proprietà meccaniche, senza ricorrere a trattamenti termici che inducano deformazioni importanti successivamente alla lavorazione meccanica. Inoltre, sono più facilmente saldabili -principalmente in virtù del minor tenore di carbonio- e, secondo alcune fonti¹⁵, offrono una maggiore lavorabilità per asportazione di truciolo.

Infine, si impiegano più raramente, per esigenze speciali, acciai alto-legati, di costo ancora maggiore e non specificatamente destinati a quest'uso, in particolare acciai normati per utensili (per lavorazioni a freddo oppure a caldo) ed inossidabili, nonché acciai sinterizzati⁹. Questi ultimi, in particolare, sono stati raccomandati per la fabbricazione di stampi per particolari di ridotte dimensioni e realizzati con polimeri caricati di particelle abrasive.¹⁰ Queste categorie di acciai, tuttavia, non vengono normalmente impiegati nella produzione di stampi autoveicolistici di grandi dimensioni.

2.1.2. Progettazione ed esercizio

Le plance ed i paraurti degli autoveicoli si producono normalmente in polimeri termoplastici, mediante formatura per iniezione (*injection molding*). I polimeri più comunemente impiegati sono l'ABS (Acrilonitrile-Butadiene-Stirene) ed il PP (PoliPropilene) e, spesso, sono rinforzati con fibre di vetro, oppure caricati con inerti. La pressione di iniezione del polimero è dell'ordine di 35 - 45 MPa e la sua temperatura è compresa tra 200 e 250 °C.^{17,130} La dimensione maggiore degli stampi può essere dell'ordine di 2 m.

Gli stampi sono costituiti da due semistampi principali e, particolarmente nella produzione di plance, da movimenti atti a consentire l'estrazione di parti sottosquadra; inoltre, sono dotati di numerosi punti di iniezione in progressione e di perni di estrazione. Pertanto, possono essere classificati come stampi a cavità scomposta, ad iniezione multipla e con estrazione ad espulsori⁹.

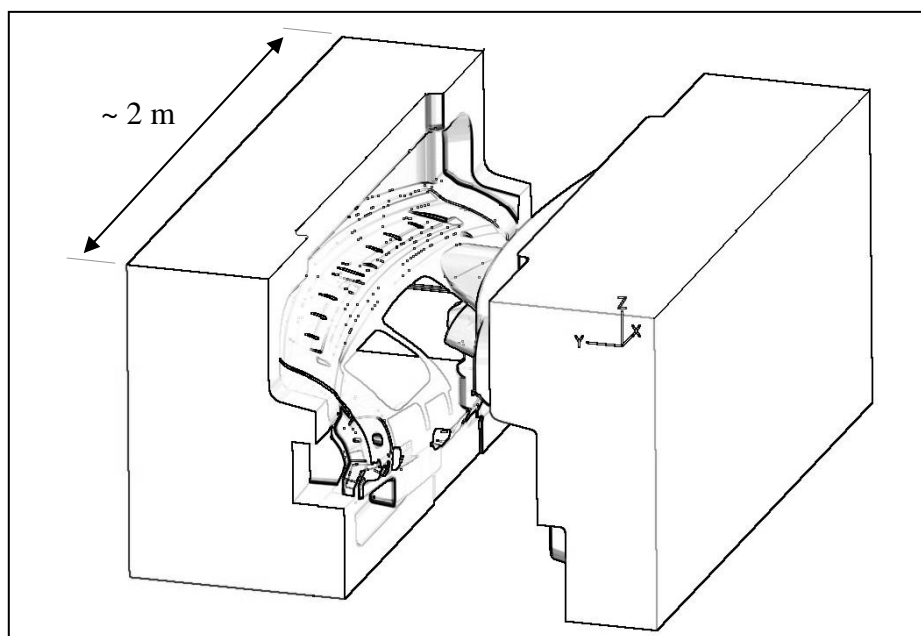


Fig. 1 – Vista di uno stampo per la formatura di plance automobilistiche.

Gli stampi in acciaio sono concepiti per produrre serie di oltre 3 milioni di pezzi stampati, affinché un singolo stampo possa essere utilizzato per l'intera produzione di un modello di autoveicolo¹³⁰.

Nella progettazione degli stampi è necessario valutare i flussi del polimero all'atto dello riempimento e, quindi, la collocazione ed il dimensionamento dei punti di iniezione e delle linee di adduzione del polimero e la pressione di iniezione, nonché collocare adeguatamente i punti di appoggio e di applicazione della forza di chiusura, i sistemi di condizionamento termico, i movimenti ed i dispositivi di estrazione^{9,18}. Il disegno dei pezzi può presentare particolari difficoltà; nonostante ciò, le procedure di disegno concorrente (*co-design*), pur auspiccate¹³, sono raramente impiegate¹³⁰.

Metodi di calcolo numerico ad elementi finiti vengono frequentemente usati, nel corso della progettazione, per simulare lo riempimento degli stampi e la solidificazione del polimero^{18,130,133}; al contrario, il dimensionamento degli stampi rispetto alle sollecitazioni strutturali in esercizio è normalmente eseguito in base soltanto all'esperienza pregressa, senza l'uso di calcoli analitici o numerici delle sollecitazioni, né di formule empiriche.

Oltre al costo intrinseco, alcune ragioni contingenti disincentivano gli stampisti dall'eseguire calcoli strutturali in corso di progetto. In primo luogo, usualmente, lo stampista ordina l'acciaio poco dopo aver ricevuto l'ordine di fabbricazione dello stampo, ma prima di averne completato il progetto ed il disegno; pertanto le dimensioni dello stampo vengono precocemente vincolate^{130,133} e le variazioni dimensionali suggerite da calcoli successivi potrebbero essere impossibili o economicamente inutili. In secondo luogo, sebbene il disegno dello stampo includa una descrizione matematica tridimensionale delle superfici di figura, altri dettagli strutturalmente importanti (quali -per esempio- canali di raffreddamento, canali di flusso del polimero, movimenti) spesso vengono disegnati solo in viste bidimensionali¹³⁰; pertanto, il calcolo strutturale richiederebbe un considerevole costo aggiuntivo per l'esecuzione del disegno tridimensionale completo. In terzo luogo, alcune proprietà meccaniche rilevanti sono note soltanto in modo approssimato, segnatamente al cuore dei grandi blumi prebonificati. Infine, la scelta delle condizioni al contorno per l'analisi strutturale degli stampi è particolarmente critica, non soltanto per le variazioni locali della pressione del polimero, ma anche per la difficoltà di modellare il contatto tra i due semistampi; infatti, la suddivisione della forza totale di chiusura tra i punti di contatto previsti a disegno (talvolta molto numerosi) è particolarmente sensibile a minime tolleranze di allineamento e montaggio¹³⁴. Pertanto, i disegnatori si limitano ad adottare accorgimenti qualitativi, in particolare rivolti a ridurre gli effetti di intaglio macroscopici (raggi di raccordo) e microscopici (finitura superficiale). Talvolta, tuttavia, vengono eseguiti calcoli strutturali di verifica a posteriori (cioè dopo l'esecuzione degli stampi), in ragione di contenziosi nei quali l'acquirente abbia contestato la validità del progetto dello stampo. In simili casi, sono state eseguite anche misure sperimentali degli spostamenti elastici che si verificano in esercizio¹³⁹, allo scopo di eseguire calcoli approssimati delle tensioni, oppure di verificare la correttezza di calcoli eseguiti ad elementi finiti.

Frequentemente, si eseguono modifiche al disegno degli stampi -quando gli stampi stessi sono già stati almeno in parte lavorati- che richiedono apporti di materiale¹⁵. Lo scopo più comune di tali modifiche è quello di variare la forma dei pezzi, per necessità emerse nel corso della verifica (per esempio, *crash-test*) dei progetti dei veicoli cui sono destinati, prima dell'inizio della produzione di serie^{130,132,133}; tuttavia talvolta, si usano anche per correggere errori di lavorazione.

Gli apporti di materiale possono essere realizzati sia mediante cordoni di saldatura depositati sul materiale originario (fino a qualche centimetro, con passate multiple), sia anche mediante tasselli aggiuntivi saldati. In alternativa, vengono talvolta utilizzati tasselli montati per interferenza. La saldatura è normalmente di tipo TIG, preceduta da un preriscaldamento e seguita da un raffreddamento lento¹³⁰ (sebbene sia stato recentemente proposto l'uso di saldature laser¹⁹). In tali occasioni, l'esecuzione dei trattamenti termici preparatori e successivi normalmente consigliati per gli acciai impiegati (di ridotta saldabilità) è particolarmente difficile a causa delle dimensioni degli stampi; possono, dunque, prodursi microstrutture non soddisfacenti e, in alcuni casi¹³⁰, sono si sono verificate microcricche dovute agli effetti termomeccanici della saldatura.

Viceversa, il rifacimento con abbassamento di figura, comune negli stampi per lavorazioni a caldo, non viene usato¹³⁰, probabilmente per la minor usura superficiale in esercizio e per l'interferenza con i numerosi canali e dispositivi presenti attorno alla figura.

Si verificano, occasionalmente, fratture macroscopicamente fragili in esercizio^{130,133,140,141}; addirittura, è stato detto che gli stampi messi fuori uso a causa di fratture sono più numerosi di quelli messi fuori uso per la normale usura¹⁰. La frattura normalmente è il risultato di un concorso di cause, tra cui si possono ipotizzare non solo carenze nell'analisi strutturale dello stampo e presenza di difetti di esecuzione (segnatamente microcricche di saldatura), ma anche errori nell'esercizio, per esempio sovraccarichi dovuti alla mancata estrazione del pezzo formato prima del successivo ciclo di iniezione. La natura fragile anziché duttile delle fratture si deve ascrivere almeno in parte alla natura dell'acciaio ed, in particolare, alla presenza di microstrutture non ottimali^{140,141}, oltre che alle grandi dimensioni degli stampi medesimi (che, in generale, conducono a stati tensionali favorevoli alla frattura fragile²⁰).

2.1.3. Sollecitazioni

Le sollecitazioni applicate agli stampi in esercizio derivano principalmente dalla forza applicata per la chiusura dei semistampi, dalla pressione di iniezione del polimero, dai gradienti termici causati dalle

differenze di temperatura tra il polimero iniettato, i liquidi di condizionamento termico e l'ambiente circostante, nonché dall'usura causata in particolar modo dalle fasi solide disperse nel polimero fluido. La forma degli stampi può comportare effetti di intaglio importanti.

Gli stampi per impiego automobilistico sono concepiti per la produzione di serie di alcuni milioni di pezzi, pertanto, tutte le sollecitazioni devono essere considerate anche come sollecitazioni a fatica.

L'usura degli stampi viene usualmente distinta in usura abrasiva, adesiva e corrosiva^{9,21}.

Nel caso degli stampi per materie plastiche, l'usura abrasiva è causata dalle particelle dure disperse nel polimero fluido, tra le quali in particolar modo le fibre introdotte per produrre compositi a matrice polimerica (segnatamente le fibre di vetro), ma anche alcuni riempitivi (introdotti per ridurre i costi) e persino alcuni additivi funzionali (per esempio pigmenti come l'ossido di titanio)¹⁷.

L'usura adesiva è normalmente causata -per esempio negli stampi in acciaio per la pressocolata di leghe leggere- da adesioni o microsaldature tra lo stampo (metallico) ed il metallo liquido; data la diversa natura chimica dei polimeri (come pure delle particelle in essi disperse) rispetto agli stampi, sembrerebbe di poter escludere del tutto tale tipo di usura (a meno di ipotizzare un meccanismo di adesione soltanto meccanica, dovuto alla rugosità superficiale degli stampi), tuttavia, secondo Rabezana e Gatto¹⁷, anche i materiali a matrice polimerica possono, talvolta, contenere sostanze che provocano questo tipo di usura.

L'usura corrosiva, infine, può essere causata da composti chimici prodotti nel corso della parziale degradazione dei polimeri (dovuta alla temperatura). Per esempio, è noto che la degradazione del PVC comporta il rilascio di HCl, ma anche altre specie chimiche corrosive possono essere rilasciate anche da numerosi altri polimeri ed additivi, tra cui anche l'ABS¹⁷.

Nel caso degli stampi per materie plastiche, l'usura superficiale degli stampi è limitata, rispetto alle ben più gravose condizioni di usura degli stampi per le lavorazioni di metalli, e riveste principalmente un interesse concernente la finitura estetica dei pezzi prodotti.

La presente ricerca è prioritariamente rivolta all'integrità strutturale degli stampi; pertanto, le tensioni meccaniche verranno discusse in maggior dettaglio.

Sebbene la pressione di iniezione del polimero sia non elevata, dell'ordine di 35-45 MPa come sopra osservato, la particolare geometria degli stampi può comportare tensioni massime elevate rispetto ai valori accettabili per un acciaio nel caso della progettazione a vita infinita. Ciò è dovuto, in particolare, agli effetti di intaglio ed all'insorgere, nella forza scambiata tra i due semistampi, di una componente trasversale (rispetto alla direzione di chiusura dello stampo e di estrazione del pezzo).

Si consideri, a titolo di esempio, il caso degli stampi per la formatura di plance automobilistiche (Fig. 2)*. Essi sono costituiti da due semistampi e da alcuni movimenti minori. Il semistampo impiegato per formare le superfici esteticamente importanti (montate in vista nell'autoveicolo) è detto *matrice*, l'altro *punzone*.

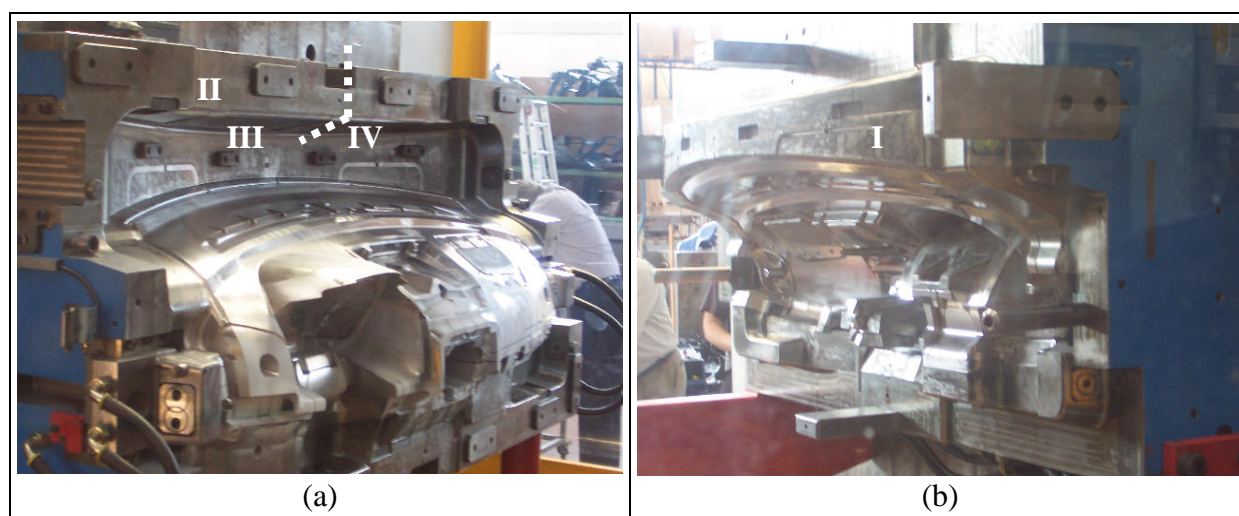


Fig. 2 – Punzone (a) e matrice (b) di uno stampo per la formatura di plance automobilistiche.

* Le dimensioni e tensioni indicate nelle seguenti discussioni non si riferiscono ad un singolo stampo effettivamente costruito, bensì sono rivolte ad evidenziare alcuni problemi tipici di un metodo di disegno comunemente adottato.

La pressione del polimero entro lo stampo comporta una forza risultante dotata di una importante componente trasversale, rispetto alla direzione di apertura e di chiusura dello stampo. Ciò si verifica a causa della posizione e dell'inclinazione della parte anteriore della plancia (che, nella vettura, si estende orizzontalmente sotto il parabrezza) rispetto alla parte posteriore (che ospita gli strumenti ed i cassetti portaoggetti). Nel disegno usuale di questo tipo di stampi (Fig. 2), questa forza trasversale insiste sulla sporgenza superiore della matrice, indicata con I in Fig. 2, e viene scaricata in parte sulla parete superiore II del punzone. L'esperienza ha mostrato che il raccordo III alla radice della parete II è uno dei punti più sollecitati di questo tipo di stampi. In particolare, la sezione intermedia IV (tratteggiata) della parete II, in quanto più sottile e più lontana dagli appoggi laterali, è frequentemente la più sollecitata. La presenza di canali di raffreddamento che attraversano tale sezione può ulteriormente aumentare le sollecitazioni.

Le tensioni in tale punto possono essere stimate mediante i seguenti passaggi:

- stima della pressione media del polimero (per esempio dalle simulazioni del flusso del polimero);
- calcolo (eventualmente approssimato) delle superficie delle proiezioni trasversale e normale della figura dello stampo, sulla quale si esercita la suddetta pressione, e, pertanto, delle componenti trasversale e normale della forza risultante;
- formulazione di problemi strutturali elastici semplificati (bidimensionali, oppure tridimensionali con geometria semplificata), rappresentativi della sezione in esame, e calcolo della tensione massima.

Per svolgere un calcolo di esempio, si è ipotizzato che la pressione media del polimero sia di 40 MPa, che la proiezione trasversale della figura abbia una superficie di 0,36 m² e che la forza trasversale sia distribuita su di una lunghezza di 1,5 m, allora quest'ultima forza (per unità di lunghezza) è pari a 9,6 MN/m. Si è ipotizzato, inoltre, che la sezione più sollecitata (sezione IV in Fig. 2) abbia la forma descritta in Fig. 3a (con un foro) e che la forza trasversale F sia applicata nel punto indicato nella medesima Fig. 3a (in alcuni casi reali, il punto di applicazione della forza è noto, perchè il contatto tra i due semistampi avviene tramite alcuni tasselli di limitata estensione).

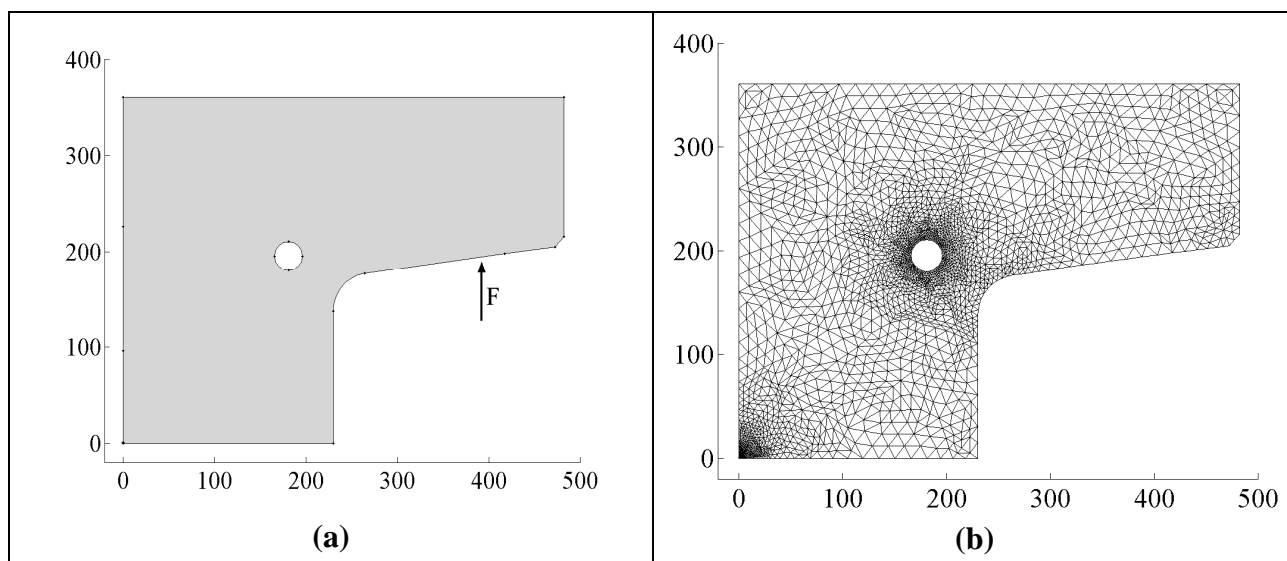


Fig. 3 - Disegno (a) e discretizzazione ad elementi finiti (b) di una sezione (corrispondente, come posizione, alla sezione 4 in Fig. 2) di un punzone per l'esecuzione di plance automobilistiche. Dimensioni in mm. Forma e dimensioni ipotetiche. Vincoli: spostamento verticale del lato inferiore e spostamento orizzontale del vertice (0,0).

Con tali ipotesi, è stato realizzato* un modello ad elementi finiti della sezione di interesse (Fig. 3b), nello stato tensionale di deformazione piana (giustificato dalla grande estensione del punzone perpendicolarmente alla sezione di interesse), ed è stata calcolata, presso il raccordo precedentemente discusso, una tensione massima pari a circa 750 MPa, particolarmente elevata rispetto ai comuni criteri di progetto a vita infinita (Fig. 5).

Tra le cause di danneggiamento degli stampi, infine, si deve menzionare anche il rischio di produrre indentazioni locali, particolarmente dovuti a residui di bava di precedenti cicli di stampaggio, i quali si

* Con il contributo dell'Ing. G. Mortarino.

siano accumulati presso i meati di tenuta e comportino aggravi locali delle tensioni scambiate tra i semistampi durante la chiusura¹⁰.

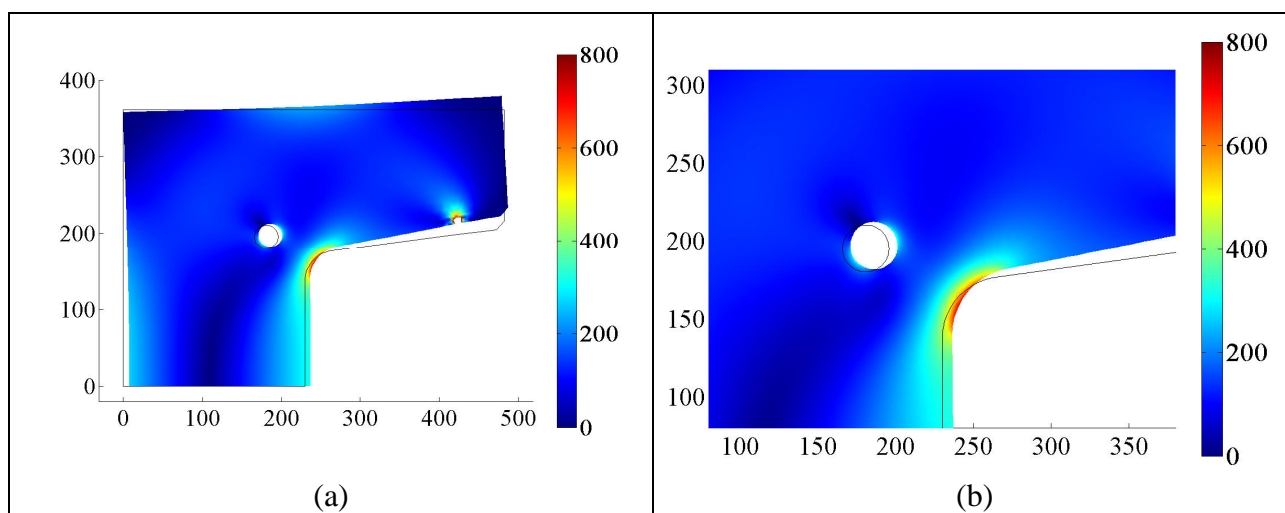


Fig. 4 - Analisi strutturale elastica in deformazione piana ad elementi finiti di parte della sezione di un punzone, disegnata in Fig. 3. Dimensioni in mm, tensioni equivalenti di Von Mises in MPa. Vista completa del modello (a) e dettaglio del raccordo (b). Codice di calcolo Femlab.*

2.1.4. Acciaio e ciclo di lavorazione comunemente usati

I semistampi vengono ricavati da blumi forgiati di grandi dimensioni (usualmente 1x1 m in sezione e più di 1 m in lunghezza). Viene comunemente usato l'acciaio 1.2738, ovvero 40CrMnNiMo8-6-4, specificato dalla norma UNI EN ISO 4957⁷⁹, il quale è un acciaio per bonifica a medio contenuto di carbonio (0,4%) e ad alta temprabilità. I limiti composizionali specificati dalla norma sono riportati in Tab. 1 (la norma consente, inoltre, l'introduzione di piccole frazioni di altri elementi per l'elaborazione della colata)

C	Cr	Mn	Ni	Mo	Si	S	P
0,35 - 0,45	1,8 - 2,1	1,3 - 1,6	0,9 - 1,2	0,15 - 0,25	0,2 - 0,4	< 0,03	< 0,03

Tab. 1 – Limiti di composizione dell'acciaio 1.2738 secondo la norma UNI EN ISO 4957. Percentuali in massa.

Il ciclo di produzione di ciascun semistampo è usualmente costituito dai seguenti passi:

- nell'acciaieria: colata in lingotto, forgiatura in sezione dell'ordine di 1x1 m, trattamento termico antifiocco, bonifica, eventuale distensione^{†,5};
- nel magazzino commerciale: taglio nelle dimensioni richieste e rimozione delle superfici grezze^{131,136};
- nell'officina di fabbricazione degli stampi: lavorazione per elettroerosione oppure per asportazione di truciolo, rettifica con o senza pulitura in aree selezionate, trattamenti superficiali locali; eventuali correzioni anche mediante saldatura^{130, 132,133}.

Talvolta, l'installazione (detta *goffratura*) dell'intero stampo (costituito dai due semistampi, dai movimenti ed estrattori e dalle attrezzature di adduzione del polimero e di condizionamento termico) è eseguita da un'ulteriore impresa, distinta rispetto all'officina che esegue la lavorazione degli stampi. Il progetto degli stampi è normalmente eseguito dalla medesima impresa che esegue anche la lavorazione meccanica, tuttavia usualmente la scelta dell'acciaio (e talvolta anche dell'acciaieria fornitrice), è compiuta dall'acquirente finale dello stampo^{130,133}, oppure dal goffratore¹³³.

Nel seguito, si discutono in maggior dettaglio alcuni aspetti del ciclo di lavorazione, che sono particolarmente rilevanti in relazione alle proprietà meccaniche del manufatto finale.

Il rapporto di riduzione ottenibile nel corso della forgiatura è particolarmente limitato, poiché la sezione del blumo è di solito comparabile con quella del lingotto originario. Ciò si verifica a causa delle elevate

* La elevata tensione calcolata presso il punto di applicazione della forza deriva dalla approssimazione scelta (forza puntuale) e non ha significato fisico.

† Non si eseguono trattamenti ESR a causa della grande sezione dei blumi, incompatibile con gli impianti di normale impiego.¹³⁰

dimensioni dei blumi in relazione alle attrezzature di colata disponibili; queste ultime, infatti, devono esser scelte tra quelle comunemente usate anche per altri acciai per utensili, prodotti in sezioni molto minori, in quanto la produzione dei grandi blumi di 1.2738 non è così ampia da giustificare impianti *ad hoc*. Per ovviare in parte a questo problema, si eseguono passi di forgiatura ripetuti, ciascuno dei quali consiste in un allungamento seguito da una compressione (Fig. 5), ottenendo rapporti di riduzione (e, quindi, deformazioni plastiche) comunque limitati. Quest'ultimo fatto comporta, in generale, che la omogeneizzazione del blumo sia incompleta (capitolo 3.3 a pagina 37); inoltre, si sono verificati casi di blumi difettosi in ragione del fatto che la forgiatura non aveva conseguito deformazioni sufficienti a chiudere alcune porosità submillimetriche originate nel corso della colata¹³⁰.

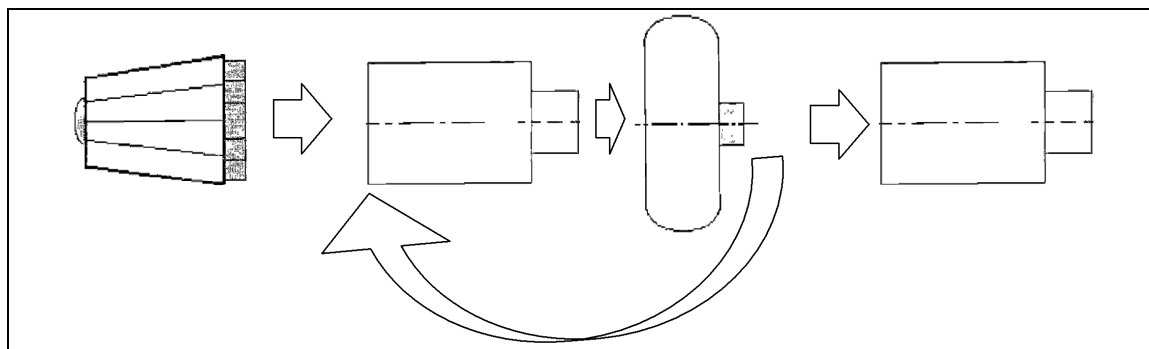


Fig. 5 – Forgiatura dei blumi di acciaio 1.2738 mediante ripetuti cicli di compressione e di elongazione.

In funzione della dimensione, il trattamento termico antifiocco può durare alcuni giorni, mentre i tempi dell'austenitizzazione ($840 \div 880$ °C) e dei rinvenimenti ($550 \div 600$ °C) possono essere di 1-2 giorni ciascuno. Solitamente si consegue una durezza di $330 \div 300$ HB. I riscaldamenti sono normalmente eseguiti in aria.⁵

Poiché la forgiatura produce una forma grossolana e poiché durante i riscaldamenti di forgiatura profonda si verificano estese decarburazioni, la rimozione di materiale dalla superficie può essere anche di 20 mm (più l'ossido). In particolare, presso entrambe le estremità, si verificano difetti di forma molto importanti a causa dei dispositivi usati per manipolare i pezzi durante la forgiatura; tali difetti possono assumere profondità superiori ai 50 mm, pertanto l'asportazione di materiale dagli estremi è di norma superiore¹³⁰. Inoltre, i blumi possono essere tagliati nella dimensione richiesta (spesso in modo asimmetrico) nei casi in cui, per ragioni di tempo, si preferisce ordinare un blumo pronto a magazzino piuttosto che uno appositamente forgiato. In particolare, nella produzione di stampi per paraurti normalmente uno dei semistampi è ricavato da un grezzo tagliato ad U, nel modo schematizzato in Fig. 6.^{130,131,135}

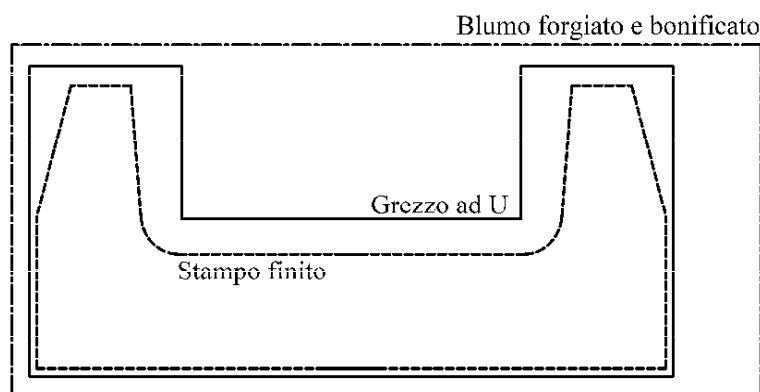


Fig. 6 – Posizione usuale delle superfici dello stampo (grezzo ad U e finito) rispetto alle superfici temprate del blumo, nel caso di stampi per paraurti.

Pertanto, dopo il trattamento termico, si esegue un insieme di lavorazioni (fresatura delle superfici grezze, taglio, lavorazione delle superfici di figura) che, complessivamente, comportano un'elevata asportazione di materiale; a titolo di esempio, in Fig. 6 è rappresentata una possibile disposizione reciproca del blumo forgiato e bonificato, del grezzo tagliato ad U e del semistampo finito nel caso di uno stampo per paraurti. Poiché, d'altra parte, nei grandi blumi prebonificati si verificano diverse microstrutture a profondità

crescente, ne consegue che qualsiasi di queste microstrutture si può trovare sulla figura dello stampo dopo le successive lavorazioni meccaniche. Di norma, le operazioni di taglio non vengono documentate in modo geometricamente completo, e comunque tali informazioni non vengono condivise tra le diverse imprese della filiera produttiva, pertanto può essere molto difficile o persino impossibile determinare quale sia stata la posizione delle superfici temprate e rinvenute del blumo, rispetto al semistampo finito. Recentemente¹²⁰, è stato proposto un metodo di documentazione realizzabile con il concorso di tutta la filiera produttiva, il quale consentirebbe, nel corso del progetto e delle verifiche strutturali del semistampo, di considerare in modo opportuno le diverse proprietà meccaniche associate alle diverse posizioni (da superficie a cuore) entro il blumo trattato termicamente.

Gli stampi possono esser successivamente sottoposti a rivestimenti superficiali con le tecniche PVD o (meno frequentemente) CVD. Nell'ambito più generale degli stampi per materie plastiche (non necessariamente di grandi dimensioni), si utilizzano, rivestimenti di TiCN, TiAlN, AlSiTiN, WC/C, AlCrN oppure CrN allo scopo di ridurre l'usura abrasiva, rivestimenti di TiN oppure WC/C per ridurre i fenomeni di adesioni tra il polimero e lo stampo, nonché rivestimenti di CrN oppure ZrN per proteggere l'acciaio dalla corrosione.²¹

2.1.5. Acciai e cicli di lavorazione alternativi

Acciai e cicli di lavorazione alternativi, già brevemente citati nel capitolo 2.1.1 a pagina 7, attualmente hanno in Europa un impiego molto ridotto o nullo, almeno per quanto riguarda la fabbricazione di stampi per materie plastiche di grandi dimensioni.

Ciclo ricottura - sgrossatura – bonifica - finitura

Il ciclo ricottura – sgrossatura – bonifica - finitura presenterebbe il vantaggio di evitare che microstrutture indesiderate si verificano in prossimità delle superfici dello stampo. Inoltre, poiché le sezioni trasversali degli stampi sgrossati sono, in molti punti ed in molte applicazioni, notevolmente inferiori rispetto a quelle dei blumi originari, il ciclo sgrossatura-bonifica comporta microstrutture migliori in pressoché tutti i punti del semistampo.

Un esempio in questo senso si può trarre da uno dei blumi utilizzati nella presente ricerca, discusso nel seguito (capitolo 3.1, Fig. 16 a pagina 29). In tal caso, la distanza superficie-cuore^{*} era pari a 595 mm al momento del trattamento termico, eseguito sul forgiato, mentre sarebbe stata pari a 335 mm dopo il taglio ad U (eseguito per ricavare un semistampo per paraurti). Nel medesimo caso, in base alla composizione dell'acciaio¹⁴², è possibile calcolare per estrapolazione un diametro ideale critico⁸⁰ di 575 mm. Quest'ultimo valore si tradurrebbe, nel caso di una sezione quadra sottoposta a tempra ideale, in un lato ideale critico²² di circa 518 mm, oppure, nel caso di una sezione circolare sottoposta a tempra in olio con una drasticità di circa 30 m^{-1} ($0,76 \text{ in.}^{-1}$)[†], in un diametro critico²³ (non ideale) di circa 538 mm.[‡] Sebbene le dimensioni critiche così calcolate siano affette da elevata incertezza, il confronto con le distanze superficie-cuore sopra citate permette di apprezzare qualitativamente il vantaggio, in termini microstrutturali, che si sarebbe potuto conseguire, a parità di tipo di acciaio impiegato, anche soltanto eseguendo il trattamento termico dopo il taglio ad U. Infatti, le dimensioni critiche citate sono inferiori alla dimensione tipica della sezione del blumo, ma superiori a quella del grezzo ad U. Un vantaggio ancora maggiore si sarebbe potuto ottenere se il trattamento termico fosse stato eseguito dopo la lavorazione di sgrossatura.

Nonostante ciò, il ciclo ricottura – sgrossatura – bonifica - finitura è stato pressoché abbandonato, per le ragioni già discusse (capitolo 2.1.1).

^{*} Avendo considerato, per ciascun punto, la sua distanza dalla più vicina superficie, ed avendo definito come cuore il luogo dei punti in cui tale distanza è massima.

[†] Considerando il coefficiente di scambio termico liminare h pari a $2000 \text{ W}/(\text{m}^2 \text{ }^\circ\text{C})$ per la tempra in olio non agitato²⁸, e la conduttività termica k pari a $31 \text{ W}/(\text{m } ^\circ\text{C})$ ¹⁰⁹. La drasticità $H=h/(2 \cdot k)$ così calcolata è maggiore di quella usualmente indicata per gli acciai al carbonio temprati in olio non agitato, perché k è minore.

[‡] I valori sono stati letti su diagrammi^{22,23} ottenuti mediante calcoli (di conduzione del calore) analitici a parametri costanti e mediante l'ipotesi che si verificano le stesse microstrutture in punti che presentano il medesimo tempo di dimezzamento della differenza tra temperatura iniziale e temperatura del mezzo di tempra. I diagrammi sono stati scalati (cioè usati con unità di misura coerenti ma diverse dalle originarie), in considerazione della natura delle equazioni che erano state usate per derivarli.

Acciai indurenti per precipitazione

Appare più promettente l'impiego di acciai che possano essere sottosti ad un ciclo di lavorazione simile a quello usuale, cioè privo di trattamenti termici finali, ma, allo stesso tempo, conseguano una maggiore uniformità microstrutturale e, conseguentemente, migliori proprietà meccaniche.

Gli acciai inossidabili indurenti per precipitazione (*maraging*), il più noto dei quali è il tipo normato 1.4542⁸¹, anche noto come 17-4 PH, presentano tali vantaggi, in particolare perché il trattamento termico di solubilizzazione e di invecchiamento è meno sensibile alle dimensioni rispetto al trattamento di bonifica¹⁰; nonostante ciò, il loro elevato costo, dovuto in particolare al contenuto di nichel, ne preclude l'impiego negli stampi di grandi dimensioni.

Gli acciai indurenti per precipitazione, precedentemente discussi (capitolo 2.1.1), presentano un simile vantaggio senza incorrere in un costo altrettanto elevato (ma pur sempre maggiore rispetto al 1.2738). Nel ciclo produttivo di tali acciai, viene eseguito un trattamento preliminare di solubilizzazione e di tempra, allo scopo di solubilizzare gli elementi di lega. Nel caso dell'acciaio normato P21, si impiega una temperatura di solubilizzazione subcritica di circa 720 °C, seguita da un raffreddamento in aria oppure in olio^{16,24} (viene però precedentemente eseguita una normalizzazione ipercritica²⁴); in alcuni acciai proprietari, invece, si impiega una temperatura di solubilizzazione ipercritica^{104,*}. Il rafforzamento mediante precipitazione viene conseguito con un trattamento di invecchiamento a temperatura sempre subcritica (per esempio, a 530 °C per oltre 20 ore per l'acciaio P21^{16,24}). La lavorazione meccanica può essere eseguita dopo oppure prima del trattamento di rafforzamento, eventualmente in funzione dello specifico acciaio impiegato. In particolare, mentre l'acciaio normato P21²⁴ viene lavorato prima dell'invecchiamento, la maggior parte degli acciai proprietari vengono lavorati dopo lo invecchiamento^{15,105,106}. I gradienti termici e le deformazioni permanenti che si verificano nel corso dell'invecchiamento sono, tuttavia, molto ridotti rispetto a quelli causati da un trattamento di bonifica; perciò il ciclo costituito dalla lavorazione allo stato solubilizzato, con un sovrametallo minimo rispetto a quello che si dovrebbe impiegare in previsione di una bonifica, dall'invecchiamento e da una finitura meccanica di minor entità, è stato riproposto anche per alcune composizioni innovative^{104,129}.

Acciai microlegati

È stato recentemente proposto, infine, l'impiego di acciai prebonificati microlegati a saldabilità migliorata^{103,107, 129,135}.

In tali acciai, gli elementi di microlega (Nb, V, Zr, B, Al) verrebbero utilizzati in concomitanza con un tenore di carbonio dell'ordine dello 0,25% e con un trattamento di bonifica eseguito prima della lavorazione meccanica.

Il tenore di carbonio verrebbe ridotto, rispetto al 1.2738, allo scopo di incrementare la saldabilità e tale riduzione verrebbe compensata, al fine di conseguire la medesima durezza, con l'incremento del tenore di molibdeno, il quale favorisce il fenomeno dell'indurimento secondario.¹³⁵

Gli obiettivi della microallegazione includono il mantenimento della temprabilità (rispetto all'acciaio 1.2738 e nonostante il minor tenore di C) e l'affinamento del grano austenitico¹³⁵.

Per esempio, la temprabilità dell'acciaio proprietario Keylos 2002¹⁰⁷ è simile a quella dell'acciaio 1.2738[†], di modo che si può presumere che a cuore di blumi di grandi dimensioni temprati e rinvenuti si verificherebbero microstrutture perlitiche, simili a quelle incontrate nei blumi di 1.2738, e descritte nel seguito (capitolo 3.5.2 a pagina 47). In tale ipotesi, gli elementi di microlega potrebbero contribuire anche a migliorare le caratteristiche meccaniche di queste ultime microstrutture, in modo simile a quanto accade negli acciai microlegati non sottoposti a bonifica²⁵.

* Nel caso degli acciai proprietari venduti allo stato invecchiato, talvolta i produttori non pubblicano le temperature di trattamento.

† In base al confronto tra i diagrammi CCT dei due acciai, pubblicati dal medesimo acciaiere^{107,109} e pertanto presumibilmente ottenuti in condizioni simili.

2.2. *Tempra di blumi di grandi dimensioni*

2.2.1. Introduzione

In considerazione della dimensione dei blumi in esame, la tempra appare come la fase più critica del loro trattamento termico, poiché determina la differenziazione della microstruttura del blumo in funzione della posizione e, segnatamente, della distanza dalle superfici temprate. Tale differenziazione, attraverso il successivo rinvenimento (che si può in prima approssimazione considerare indipendente dalla geometria), determina la differenziazione delle proprietà metallurgiche e meccaniche tra i diversi punti del blumo. Le stesse proprietà, invece, non vengono più alterate nel prosieguo del ciclo di produzione degli stampi.

Pertanto, l'analisi quantitativa della tempra, unitamente ai risultati di un limitato numero di prove meccaniche svolte su campioni rappresentativi delle diverse microstrutture presenti nei blumi, consentirebbe di stimare in modo puntuale le proprietà meccaniche di blumi di diversa dimensione; tale stima potrebbe, dunque, essere usata per la verifica strutturale degli stampi.

Allo scopo di realizzare un modello quantitativo della tempra dei blumi, è necessario esaminare sia gli aspetti concernenti la conduzione del calore (proprietà termofisiche dell'acciaio, natura e condizioni al contorno del problema termico), sia quelli concernenti la trasformazione dell'austenite (temprabilità ovvero cinetica delle trasformazioni di fase).

2.2.2. Aspetti termofisici

A rigore, per risolvere il problema termico della tempra dei blumi, è necessario conoscere con precisione tutte le proprietà termofisiche (capacità termica volumica $\rho \cdot c$ e conduttività termica k dell'acciaio, coefficiente di scambio termico liminare h tra il mezzo temprante e la superficie dei blumi). Nonostante ciò, un'analisi dimensionale del problema, ed in particolare del corrispondente numero di Biot, consente di determinare quali grandezze siano maggiormente influenti sul risultato²⁵ e meritino, quindi, di essere accertate con maggior precisione.

Nei blumi in esame, il numero di Biot, pari al prodotto di una dimensione tipica del corpo per il coefficiente di Grossmann $H=h/(2 \cdot k)$, è molto elevato, essenzialmente a causa della grande dimensione. Per esempio, considerando h pari a $2000 \text{ W}/(\text{m}^2 \cdot ^\circ\text{C})$ per la tempra in olio²⁸, k pari a $33 \text{ W}/(\text{m} \cdot ^\circ\text{C})$ ¹⁰⁸, ed una dimensione tipica di 1 m (lato minore dei blumi), si ottiene un numero di Biot superiore a 30. Pertanto, si può concludere che la condizione al contorno è prossima ad una condizione di temperatura imposta, che la superficie raggiunge la temperatura del mezzo di tempra in un tempo estremamente breve rispetto al tempo caratteristico del corpo^{*}, che la differenza di temperatura tra superficie e cuore risulta molto elevata (in rapporto alle temperature medesime) e che il campo delle temperature all'interno nei blumi e nel tempo è determinato dalla diffusività termica molto più che dalla stessa condizione al contorno.²⁵

Per confronto, secondo la classica trattazione di Grossmann e Bain^{23,28}, il numero di Biot di una barra d'acciaio di diametro 1 in.[†] temprata in acqua è appena $1\frac{1}{2}$ e, nel medesimo caso, per ottenere un numero di Biot pari a 30 si dovrebbe utilizzare un mezzo temprante tale da conseguire un coefficiente H pari ad addirittura 30 in.^{-1} , sebbene valori dell'ordine di 10 in.^{-1} siano già considerati pressoché equivalenti ad una tempra ideale.

In tali condizioni, la grandezza più significativa è la diffusività termica α , definita dal rapporto $k/(\rho \cdot c)$ tra la conduttività termica k e la capacità termica volumica $\rho \cdot c$.

Infatti, purché sia accettabile considerare la conduttività k costante, la conoscenza della diffusività termica (unitamente alla geometria) consente di determinare completamente il campo delle temperature (nello spazio e nel tempo)[§] in tutti quei problemi di conduzione del calore ai valori iniziali in cui le condizioni al

^{*} Non tuttavia breve in assoluto, dato che il tempo caratteristico, definito da L^2/α essendo L la dimensione tipica²⁶, è molto grande, ed è pari a circa 33 ore se si considerano L , c , ρ , e k pari ad 1 m, $500 \text{ J kg}^{-1} \cdot ^\circ\text{C}^{-1}$ (²⁷), 7870 kg m^{-3} (¹⁰⁹) e $31 \text{ W m}^{-1} \cdot ^\circ\text{C}^{-1}$ (¹⁰⁹) rispettivamente.

[†] 25,4 mm.

[‡] In quanto il coefficiente di Grossmann dell'acqua si stima pari ad 1 in.^{-1} . Il coefficiente di Grossmann viene frequentemente denominato *numero* di Grossmann, sebbene abbia come dimensione l'inverso di una lunghezza (espressa di solito in unità anglosassoni).

[§] Non consente, invece, di determinare anche i flussi di calore, risultato che richiede la conoscenza separata di capacità e conduttività termiche, ma che di per se non è importante nei casi in esame.

contorno siano di temperatura prescritta, come avviene, appunto, nel caso della tempra in un mezzo idealmente drastico.

Tale risultato è valido soltanto in prima approssimazione; infatti, negli acciai debolmente legati, mediamente k si riduce del 50% tra 100 ed 800 °C²⁷. In tal caso, a rigore, non è possibile ridurre l'equazione differenziale che descrive la conduzione del calore in un transitorio (Eq. 51 a pagina 133) in una forma dipendente soltanto da α . Dunque, le altre proprietà (h e $\rho \cdot c$), seppur meno influenti sul risultato finale rispetto alla diffusività termica, devono essere prese in considerazione nei calcoli.

Pertanto, la diffusività termica è stata misurata in tutti i costituenti metallografici che si verificano nel corso della tempra (compresa l'austenite metastabile) ed in tutti gli intervalli di temperatura di interesse (diversi per ciascun costituente), mentre le altre proprietà sono state stimate in base a dati di letteratura.

2.2.3. Temprabilità e trasformazioni di fase

Il diametro ideale critico (D_{Ic}) dell'acciaio 1.2738, calcolato in funzione della composizione secondo la norma ASTM A255⁸⁰, è 475 mm; questo risultato è stato ottenuto in funzione delle frazioni in massa degli elementi, che sono tutte inferiori ai limiti massimi di validità delle relazioni empiriche impiegate, ad eccezione soltanto del cromo, per il quale è stato necessario estrapolare lievemente. Nonostante ciò, il valore di D_{Ic} ottenuto costituisce una forte estrapolazione rispetto ai D_{Ic} degli acciai usati per determinare le formule empiriche contenute nella norma, limitati a 178 mm.* Pertanto, il D_{Ic} così calcolato (come anche i D_{Ic} riportati nel seguito, e calcolati nello stesso modo) deve essere considerato solo indicativo. Per la stessa ragione non è possibile calcolare una curva Jominy; tuttavia i fattori di divisione della durezza massima, impiegati secondo la stessa norma⁸⁰ per calcolare le durezze a distanze crescenti dalla base temprata del provino Jominy, dovrebbero essere inferiori a quelli di un acciaio avente il massimo D_{Ic} disponibile nelle tavole, dunque la curva dovrebbe presentare una pendenza quasi nulla, ad indicare che la minima velocità di raffreddamento conseguita in un campione Jominy (almeno alle distanze dalla estremità temprata normalmente tabulate) è probabilmente maggiore della velocità critica di tempra dell'acciaio 1.2738.

Questo fatto è stato confermato da misure di durezza eseguite su due campioni di sezione 25x41 mm (A\QT ed A\NT, capitolo 3.2.1 a pagina 34), dei quali il primo è stato temprato in olio ed ha presentato una durezza di piena tempra (54 HRC per un acciaio allo 0,36% di carbonio⁸⁰) ed il secondo, A\NT, è stato normalizzato ed ha presentato il 97% della stessa massima durezza; la microstruttura di entrambi i campioni, dopo il rinvenimento, è costituita da martensite rinvenuta (capitolo 3.5.3 a pagina 59).

D'altra parte, le velocità di raffreddamento realizzate in un campione Jominy rappresentano soltanto un sottile guscio esterno di una barra di acciaio temprata in olio la cui sezione sia comparabile con quella di uno stampo (30 mm dalla superficie per una barra di diametro 1100 mm, secondo un calcolo analitico¹²¹), mentre velocità minori si ottengono a maggior profondità nella barra o nel blumo.

Pertanto le proprietà risultanti dalla tempra di un grande blumo di acciaio 1.2738 non possono essere valutate né mediante il metodo di calcolo normale della temprabilità, né mediante misure Jominy.

Tuttavia, le medesime proprietà potrebbero essere stimate a seguito di calcoli basati sulla conduzione del calore e su diagrammi di trasformazione isoterma (TTT) o di trasformazione nel corso del raffreddamento continuo (CCT). Sfortunatamente non sono disponibili in letteratura diagrammi TTT completi dell'acciaio in esame. In Fig. 7 sono riportati i diagrammi TTT di un acciaio per stampi AISI P20¹¹ (D_{Ic} 233 mm), simile all'acciaio 1.2311, e di un acciaio AFNOR 30NCD8^{29,30} (D_{Ic} 335 mm), di composizione paragonabile per all'acciaio 1.2738. In Fig. 8 sono confrontati tra loro quattro diagrammi CCT dell'acciaio 1.2738 pubblicati da diversi acciaierie^{108,109,110,111}.

In particolare, questi diagrammi CCT sono abbastanza coerenti fra loro riguardo alle curve di formazione della perlite ed alla temperatura M_s , ma sono in disaccordo riguardo alla cinetica della trasformazione bainitica ed alla temperatura B_s , ad indicare che queste ultime potrebbero essere molto sensibili a variazioni di composizione entro i limiti normati, oppure al metodo di misura.

* Evidentemente perché alcuni degli acciai considerati dagli estensori della norma contenevano ciascuno uno o più elementi in concentrazione paragonabile a quella impiegata nell'acciaio 1.2738, ma nessuno li conteneva contemporaneamente.

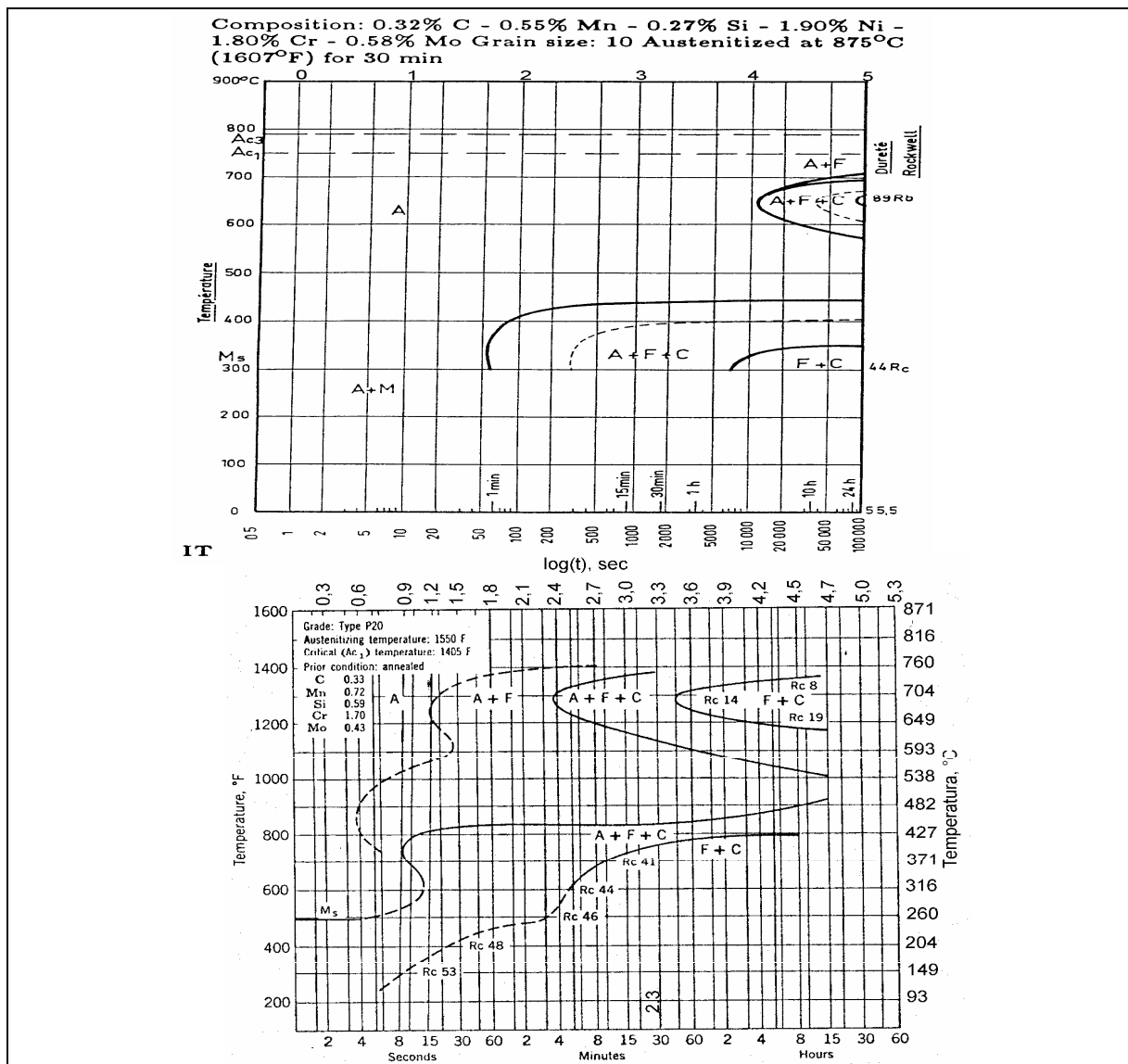


Fig. 7 – Diagrammi di trasformazione isoterma di un acciaio per stampi¹¹ e di un acciaio legato^{29,30}, paragonabili con l'acciaio 1.2738.

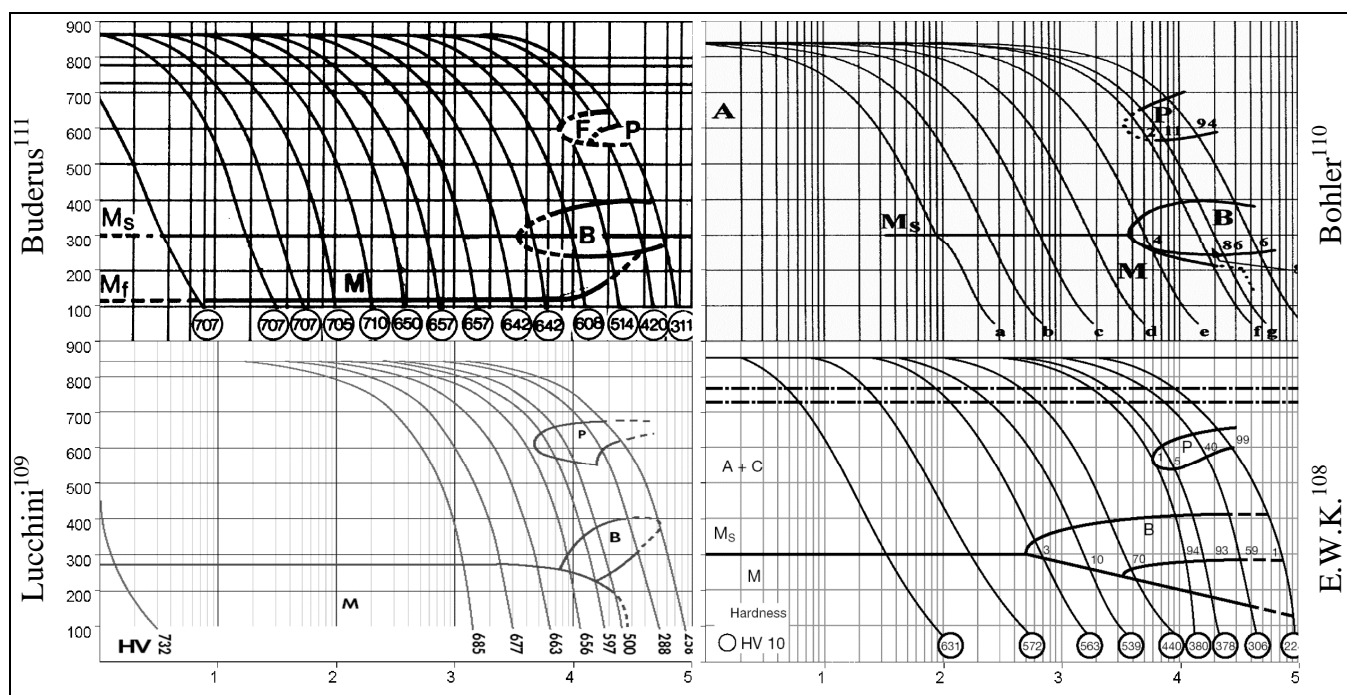


Fig. 8 – Diagrammi di trasformazione nel corso del raffreddamento continuo dell'acciaio 1.2738, secondo diversi produttori^{108,109,110,111}. Ordinata: temperatura [°C]; ascissa: logaritmo decimale del tempo [s].

In Fig. 9 si riporta, invece, il diagramma TTT parziale ricavato da ricercatori del Politecnico di Milano per l'acciaio in esame¹²⁵; quest'ultimo, in particolare, presenta tempi di inizio della trasformazione bainitica considerevolmente maggiori, rispetto a quelli letti nei due diagrammi TTT di acciai paragonabili, riportati in Fig. 8.

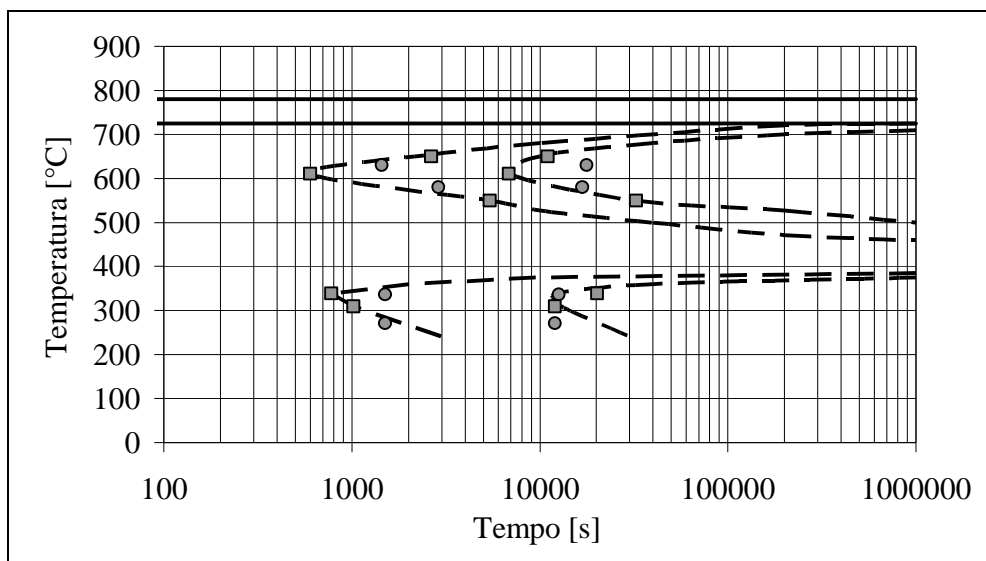


Fig. 9 – Diagramma TTT dell'acciaio 1.2738, ottenuto per estrapolazione da misure dilatometriche eseguite su campioni ricavati da due diversi blumi, A (cerchi) e B (quadrati), le cui composizioni sono riportate in Tab. 5 a pagina 41.¹²⁵

Un primo metodo per prevedere i risultati di tempra utilizzando i diagrammi di trasformazione consiste nel sovrapporre ad un diagramma CCT le curve di raffreddamento di un blumo, calcolate in modo analitico a parametri costanti (con il metodo descritto in appendice 7.9 a pagina 133). Svolgendo questo calcolo nel caso di un blumo di dimensioni 1190 x 1285 x 2970 mm temprato in olio da 860 °C, considerando una serie di punti lungo un segmento esteso da una delle superfici maggiori al cuore del blumo stesso*, sono state ottenute le curve esposte in Fig. 10. Sebbene questo tipo di confronto sia affetto da elevata incertezza, esso consente di prevedere che tutte le microstrutture previste nel diagramma compaiono a diverse profondità nel blumo.

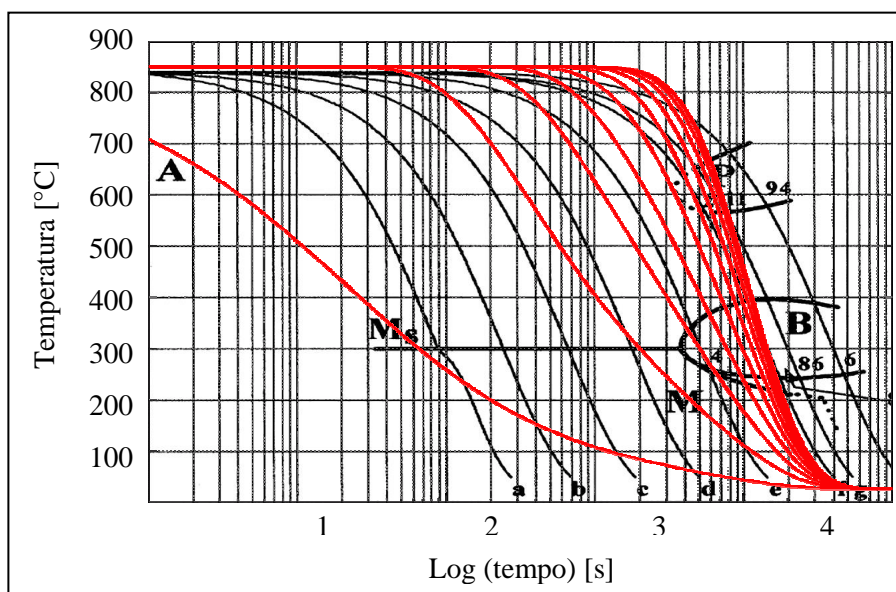


Fig. 10 – Curve di raffreddamento calcolate analiticamente (linee rosse) per punti a profondità crescente, da superficie a cuore, di un blumo di dimensioni 1190 x 1285 x 2970 mm temprato in olio, sovrapposte ad un diagramma CCT dell'acciaio 1.2738¹¹⁰ (linee nere).

* Le dimensioni citate corrispondono a quelle di uno dei blumi esaminati (blumo C) ed i punti scelti per il calcolo corrispondono ai punti rappresentativi di una serie di campioni (serie C\B(n), capitolo 3.1.3 a pagina 31).

Infine, è degno di nota il fatto che tre dei quattro diagrammi CCT disponibili^{108,109,110} non riportino la curva di inizio della formazione della ferrite, bensì soltanto quella della perlite, mentre il terzo¹¹¹ riporta la medesima curva soltanto tratteggiata.

Bain e Paxton³¹ hanno pubblicato dei diagrammi che consentono di determinare la frazione di carbonio che, in presenza di frazioni prefissate degli altri elementi di lega, comporta la minima temperatura di formazione di austenite (in equilibrio con ferrite e cementite); tale frazione di C e tale temperatura definiscono un punto quasi-eutettoide, analogo all'eutettoide del diagramma Fe-C. Utilizzando questi diagrammi e considerando l'effetto di tutti gli elementi di lega, ciascuno con un tenore pari al valore medio tra il minimo ed il massimo consentiti dalla norma⁷⁹, si ottiene che il tenore di carbonio pseudo-eutettoide dell'acciaio 1.2738 è pari a 0,39 % in massa. Siccome questo tenore è molto prossimo al contenuto di carbonio dell'acciaio 1.2738 stesso, si può presumere che l'acciaio in esame si comporti, per quanto concerne la trasformazione ferritica-perlitica, in modo simile ad un acciaio eutettoide. Nel corso della presente ricerca, è stata osservata una frazione minima di ferrite libera soltanto in un campione austenitizzato e sottoposto a trasformazione perlitica isoterma a 610 °C presso il Politecnico di Milano¹²⁵ (capitolo 3.10.4 a pagina 91), ma non è mai stata osservata ferrite libera nel corso degli esami metallografici del cuore dei blumi (capitolo 3.5.2 a pagina 47), sebbene nel corso di tali esami siano state osservate microstrutture prevalentemente perlitiche. Pertanto, si ritiene che la frazione di ferrite pre-eutettoide ottenibile, anche con l'applicazione di velocità di raffreddamento particolarmente ridotte, sia sostanzialmente trascurabile.

2.3. *Tenacità di microstrutture semplici o miste*

2.3.1. Modelli microscopici della propagazione di cricca

La dipendenza della tenacità a frattura dalla microstruttura è stato oggetto di numerosi studi negli acciai caratterizzati da un solo costituente metallurgico, dai quali sono scaturiti numerosi modelli, che potrebbero fornire indicazioni utili anche all'interpretazione di risultati concernenti microstrutture miste.

Comunemente si ritiene che una cricca (con raggio di fondo nullo) si propaghi quando in una regione di determinata estensione dinanzi all'apice viene raggiunto, per intensificazione degli sforzi, un valore critico locale di tensione oppure di deformazione. Per diverse classi di acciai vengono proposti numerosi modelli che correlano tra loro l'estensione della regione critica oppure il valore critico di tensione o deformazione locale, alcune caratteristiche microstrutturali oppure tensili dell'acciaio, ed uno dei parametri di tenacità misurabili (K_{Ic} , G_{Ic} , J_{Ic} , CTOD).

Questi modelli presuppongono alternativamente una propagazione della cricca di tipo microscopicamente duttile, oppure microscopicamente fragile (distinte mediante un'opportuna scelta della temperatura) e, nella maggior parte dei casi, una microstruttura che presenti un certo grado di omogeneità nella distribuzione dei carburi (e di eventuali altre fasi che possano indurre un comportamento fragile).

I parametri tensili utilizzati sono generalmente alcuni dei seguenti: tensione di snervamento, modulo di Young, coefficiente di Poisson, esponente di incrudimento, deformazione a frattura oppure ad instabilità (variamente definita).

D'altra parte, i parametri microstrutturali presi in considerazione, in generale, sono: distanza media, frazione volumica, diametro medio oppure distribuzione tipica di diametri dei carburi (oppure di altre fasi fragili), diametro del grano austenitico oppure ferritico; nel caso particolare delle microstrutture bainitiche, sono comunemente impiegati anche: dimensione dei pacchetti bainitici e dimensione delle colonie di carburi nella bainite superiore.

Modelli microscopicamente duttili

Nei modelli microscopicamente duttili la propagazione deriva dalla nucleazione e coalescenza di microvuoti innanzi all'estremità della cricca.

Osborne ed Embury (1973)³² dimostrarono la dipendenza della tenacità dalla distribuzione e morfologia dei carburi in un acciaio bainitico contenente lo 0,4% di carbonio ed ipotizzarono che il valore critico G_{Ic} del tasso di rilascio di energia elastica sia uguale al lavoro di deformazione plastica compiuto su di un elemento di metallo, dal limite della zona plastica a fino ad una distanza dall'apice pari alla distanza media fra i carburi, distanza alla quale la deformazione limite è raggiunta localmente.

Lui e Le May (1976)³³, pur non avendo affrontato il problema della tenacità a frattura, hanno evidenziato la dipendenza dello snervamento (duttile) dalla dimensione e distribuzione dei carburi, proponendo che lo snervamento intervenga quando la tensione applicata è localmente sufficiente a nucleare microvuoti attorno alla maggior parte dei carburi (ovvero attorno ai carburi di dimensione media); essi propongono che la tensione di snervamento così definita sia proporzionale all'inverso della radice quadrata della dimensione media dei carburi.

Schwalbe (1977)³⁴ ha pubblicato, in un'ampia raccolta e discussione di modelli microscopici della frattura, una descrizione efficace e comunemente accettata³⁵. All'aumentare del carico applicato, il raggio di fondo della cricca e la dimensione e deformazione della zona plastica all'apice della cricca stessa aumentano progressivamente; le particelle fragili (quali carburi o altre inclusioni) disposte all'interno della zona plastica, non potendo deformarsi in ugual misura, si rompono, oppure si rompe la loro interfaccia con la matrice; ciò comporta la nucleazione di microvuoti, che successivamente crescono fino a coalescere con l'apice della cricca (o tra loro). Pertanto, la crescita del raggio di fondo della precricca è limitata dalla dimensione raggiunta dai microvuoti prima di coalescere con l'apice della cricca; ne consegue che l'apertura dell'apice della cricca (cioè il CTOD*) è in prima approssimazione pari alla distanza media d_m tra le particelle fragili. Alcune misure su acciai di ugual tensione di snervamento e diverso contenuto di inclusioni (solfuri)³⁶, citate da Schwalbe medesimo, hanno reso una tenacità a frattura proporzionale a $\sqrt{d_m}$, quindi in accordo con la proporzionalità tra la tenacità a frattura e la radice quadrata dell'apertura dell'apice della cricca, nota da considerazioni analisi elasto-plastiche

* Crack Tip Opening Displacement.

macroscopiche³⁵. La rottura delle particelle fragili (o delle loro interfacce) si verifica quando la deformazione plastica della matrice circostante supera un determinata soglia, che dipende dalla natura e dalle dimensioni delle particelle stesse. Pertanto, la distanza media tra le particelle deve essere calcolata considerando soltanto quelle particelle che, nello stato tensionale in esame, possono nucleare dei microvuoti. Nel caso degli acciai, in particolare, possono essere presenti diverse popolazioni di inclusioni, con distribuzioni e soglie di rottura molto diverse tra loro; la seconda popolazione può allora intervenire nella rottura dei legamenti compresi tra i microvuoti della prima popolazione, producendo ulteriori microvuoti su scala molto minore. Una conseguenza particolarmente interessante di questo modello è il fatto che la matrice influenzi la rottura duttile attraverso la propria tensione di snervamento ed il proprio comportamento plastico. Infatti, incrementando la tensione massima della zona plastica, si aumenta il numero di particelle (per unità di volume) che possono nucleare dei microvuoti, quindi si riduce la loro distanza media e di conseguenza si riducono il CTOD e la tenacità a frattura. Questo meccanismo, secondo Schwalbe, è la causa della riduzione della tenacità a frattura comunemente osservata negli acciai all'aumentare della loro tensione di snervamento.

Firrao e Roberti^{36,38} propongono di calcolare il J_{IC} da misure di campioni intagliati con raggio non nullo, in base al fatto che il raggio di fondo intaglio, se originariamente nullo o minore, aumenta fino ad un valore determinato e costante prima della propagazione della cricca; se maggiore, determina con proporzionalità diretta l'integrale J a frattura (essendo costante la deformazione massima all'apice).

Modelli microscopicamente fragili

Nei modelli microscopicamente fragili la propagazione deriva dalla frattura dei grani metallici per clivaggio, nucleata a partire dalla frattura dei carburi o di altre inclusioni fragili o delle rispettive interfacce con la fase metallica, oppure determinata dalla concentrazione delle dislocazioni presso le inclusioni. La tensione di clivaggio è, in molti acciai, linearmente dipendente dall'inverso della radice della dimensione del grano ferritico³⁴. Secondo numerosi Autori, il valore critico locale di tensione negli acciai al carbonio si può determinare con il criterio di Griffith considerando la dimensione media dei carburi. Mentre nel caso dei modelli duttili risultano determinanti, soprattutto, il numero (o frazione volumica) e la dimensione media dei carburi, nel clivaggio si ritengono determinanti la dimensione massima e la frequenza corrispondente³⁸. In queste condizioni, la tenacità a frattura deriva essenzialmente dall'energia assorbita dalla deformazione plastica che si verifica prima del clivaggio (oppure anche al bordo di regioni di clivaggio adiacenti), mentre il contributo dovuto alla creazione di nuove superfici per clivaggio è quasi trascurabile; se la tensione di snervamento è significativamente inferiore alla tensione di clivaggio, si verifica una sensibile deformazione plastica, finché la tensione di clivaggio non viene raggiunta per mezzo dell'incrudimento, cui segue una significativa tenacità a frattura, e viceversa³⁴.

Nell'ambito particolare degli acciai con struttura martensitica rinvenuta (o auto-rinvenuta), bainitica o mista sono disponibili alcune ricerche concernenti acciai al Cr-Mo-V⁴⁰ e per recipienti in pressione^{38,41,42}. Queste analisi si differenziano dai modelli per microstrutture più semplici per quanto riguarda le ipotesi sulla distribuzione dei carburi e sulla propagazione della frattura per clivaggio nella matrice. Per esempio, nel caso della bainite superiore, i carburi possono costituire delle colonie (non perlitiche) tra le lamelle di ferrite bainitica; in tal caso si ritiene⁴¹ che la dimensione determinante per la nucleazione di microcricche sia quella delle colonie (Fig. 11a) e non dei carburi singoli (come accade invece per la bainite inferiore e per la martensite rinvenuta). Inoltre, si ritiene che la dimensione dei pacchetti di bainite influenzi la frattura per clivaggio in quanto le lamelle ferritiche appartenenti al medesimo pacchetto sono isoorientate, dunque, consentono una facile prosecuzione dei piani di clivaggio, mentre pacchetti diversi sono diversamente orientati, con effetto opposto (Fig. 11b,c).

Poiché la dimensione del pacchetto bainitico è limitata ad una frazione della dimensione del grano austenitico, anche quest'ultimo è un parametro significativo.

Argomenti simili vengono considerati anche per la martensite, nel qual caso, tuttavia, sembra sia di maggior importanza la dimensione dei singoli carburi.⁴¹

La letteratura, tuttavia, non è unanime per quanto concerne l'influenza dei pacchetti bainitici. Torronen, Kotilainen e Nenonen⁴³, per esempio, impiegano un modello sostanzialmente simile per la bainite e per la martensite, senza considerare le differenze che potrebbe verificarsi tra le due strutture in merito alla distribuzione dei carburi (particolarmente nel caso della bainite inferiore), e secondo Wallin, Saario e Torronen⁴⁴, la supposta dipendenza della tenacità a frattura dalla dimensione dei pacchetti bainitici

potrebbe esser solo apparente, dovuta alla correlazione che, a causa del trattamento termico, si può verificare tra la dimensione dei pacchetti e la distribuzione dimensionale dei carburi.

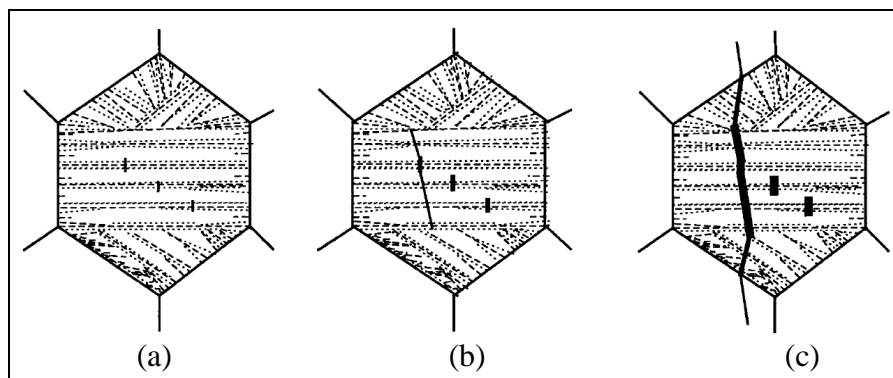


Fig. 11 – Meccanismo di frattura per clivaggio della bainite superiore secondo Zhang e Knott⁴¹. Le microcricche nucleate nelle colonie di carburi (a) si estendono facilmente a tutto il pacchetto bainitico di appartenenza (b), ma solo dopo un ulteriore incremento del carico si propagano anche ai pacchetti bainitici adiacenti (c).

In accordo con le osservazioni concernenti la dimensione e la distribuzione dei carburi, la tenacità a frattura delle microstrutture martensitiche rinvenute risulta molto maggiore rispetto a quella delle microstrutture bainitiche.

Modelli della frattura intergranulare

Le condizioni che favoriscono la frattura intergranulare sono note da tempo, in particolare si possono menzionare la presenza di seconde fasi infragilenti precipitate presso i bordi dei grani austenitici durante i trattamenti ad elevata temperatura, oppure la segregazione presso i medesimi bordi di determinati elementi, quali zolfo, fosforo e numerosi altri, che riducono localmente l'energia coesiva dei bordi stessi.⁴⁵

E' stata rivolta minore attenzione, invece, ai meccanismi microscopici delle fratture intergranulari.

In questo caso, il modello di Wilshaw, Rau e Tetelman⁴⁶, applicato ai risultati ottenuti da Firrao *et al.*^{47,48} su campioni di acciaio AISI 4340 temprati (non rinvenuti) da 1200 °C oppure da 870 °C in modo da conseguire precedenti grani austenitici di dimensione 250 oppure 20 µm, rispettivamente, sembra indicare una dipendenza della tensione di frattura microscopica dalla dimensione del precedente grano austenitico, lungo il quale si propaga la frattura. Un corrispondente incremento del raggio di fondo intaglio efficace limite comporta maggiori valori di K_{Ic} per maggiori dimensioni dei grani. D'altra parte, le segregazioni presso i precedenti bordi di grano austenitici riducono la tensione di frattura microscopica, ed influenzano, pertanto, la tenacità a frattura.

2.3.2. Risultati sperimentali su microstrutture miste

Mentre studi concernenti la tenacità a frattura delle microstrutture più semplici, sopra descritti, sono relativamente abbondanti nella letteratura, quelli concernenti le microstrutture miste, derivanti da processi di tempra incompleta (insufficiente a conseguire martensite fino al cuore dei pezzi), sono più rari.

L'influenza negativa delle presenza di microstrutture miste, ottenute a seguito di processi di tempra incomplete, sulla tenacità degli acciai bassolegati temprati e rinvenuti, è qualitativamente nota da tempo. Per esempio, già nel 1950 Sachs, Sangdahl, e Brown⁴⁸ osservarono importanti riduzioni nella resistenza a rottura di provette di trazione intagliate, realizzate con diversi acciai temprati e rinvenuti contenenti lo 0,4% circa di carbonio (AISI 1340, 2340 e 5140), causate dalla precedente esecuzione di trattamenti di tempra incompleta. In particolare, nel caso dell'acciaio AISI 5140 (legato principalmente con cromo), le strutture ottenute mediante tempra incompleta presentarono, rispetto alle strutture completamente temprate, riduzioni fino al 40% della resistenza a trazione e fino all'80% della riduzione di area nelle provette intagliate, a parità di resistenze a trazione ordinarie (comprese tra 1500 e 2400 MPa).

Nonostante ciò, la tenacità a frattura delle microstrutture miste costituite da martensite rinvenuta, bainite rinvenuta e perlite, è stata raramente oggetto di studio.

Godse, Ravichandran e Clifton⁵⁰, avendo esaminato microstrutture di martensite distesa a 100 °C, contenenti al massimo il 15% di bainite, ottenute nell'acciaio AISI 4340 (contenente lo 0,4 % di

carbonio), mediante misure di tenacità a frattura in condizioni dinamiche, hanno osservato che il 95% delle microcricche circostanti la cricca principale sono contenute nelle regioni bainitiche; pertanto, essi concludono che la bainite, oltre a non assorbire essa stessa energia, mediante la nucleazione di microcricche modifica il comportamento della martensite circostante nel senso di creare piani di instabilità plastica di taglio (che collegano le microcricche alla cricca principale) in cui i microvuoti risultano di minori dimensioni e, dunque, assorbono minor energia, rispetto a quanto accadrebbe nella frattura della sola martensite.

Più recentemente, Zhang e Knott⁴¹ hanno esaminato la tenacità a frattura di microstrutture costituite da martensite autorinvenuta e da bainite, in un acciaio per recinti in pressione (AISI A533B) contenente lo 0,25% circa di carbonio, nel caso delle fratture per clivaggio a bassa temperatura; alla temperatura di -80 °C le microstrutture miste contenenti il 30 ed il 45% di bainite hanno reso tenacità a frattura medie di 60 e 55 MPa√m, mentre la bainite e la martensite autorinvenuta hanno reso tenacità a frattura medie* rispettivamente pari a 39 e 91 MPa√m. Gli stessi Autori, in una pubblicazione successiva⁴², hanno dimostrato che, nel caso in cui la scala della segregazione microstrutturale sia paragonabile alla dimensione della zona plastica all'apice della cricca, le microstrutture miste costituite da bainite e da martensite autorinvenuta possono presentare una dispersione dei risultati delle misure di tenacità a frattura molto ampia e limitata solo dai valori di tenacità a frattura dell'uno e dell'altro costituente; in tale situazione è, dunque, necessario assumere prudenzialmente il valore del costituente meno tenace. Non è stato possibile reperire, invece, studi concernenti microstrutture miste contenenti perlite.

* Medie rispetto a diverse dimensioni dei precedenti grani austenitici.

2.4. Tenacità dell'acciaio 1.2738

I risultati sopra descritti, pur significativi in senso qualitativo, tuttavia non possono essere impiegati per stimare valori di tenacità delle microstrutture miste, che si incontrano nei blumi in esame, sia perché l'acciaio 1.2738 è significativamente diverso, come composizione, dagli acciai citati, e sia anche perché non sono disponibili studi sull'influenza, nelle microstrutture miste, della perlite, che può verificarsi al cuore dei blumi.

D'altra parte, sebbene siano state pubblicate misure di tenacità a frattura di numerosi diversi acciai per utensili^{51,52,53}, ciò non è stato fatto, precedentemente a questo studio, né per l'acciaio 1.2738, né per analoghi acciai per stampi per materie plastiche, neanche nella condizione di bonifica corretta.

Il fatto che l'acciaio 1.2738 presenti caratteristiche di tenacità critiche è, tuttavia, qualitativamente noto ai produttori; infatti, è stato affermato, da diversi produttori, che l'acciaio 1.2738, nello stato ordinario di impiego, presenta 50%FATT a 120-130°C¹³⁵ e resilienza KV a temperatura ambiente dell'ordine di 15 J¹¹². Le curve di transizione parziali, pubblicate da un'ulteriore produttore¹¹³ e riprodotte in Fig. 12, per durezza comprese tra 290 e 330 HB, sono compatibili con queste affermazioni.

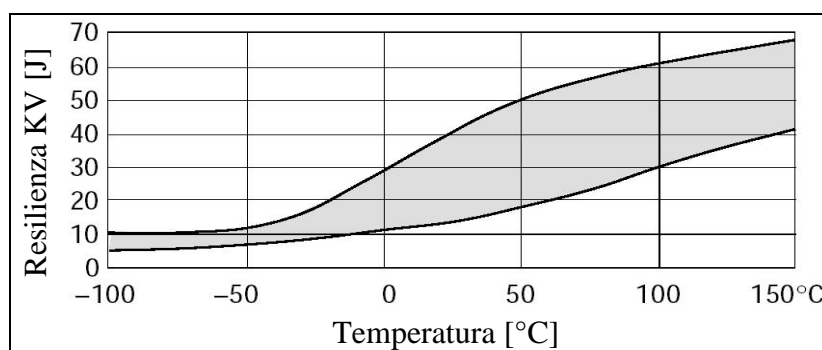


Fig. 12 – Curve di transizione fragile-duttile dell'acciaio 1.2738, nello stato metallurgico ordinario di impiego, per durezza compresa tra 290 e 330 HB.¹¹³

Le misure di tenacità a frattura, invece, non sono usualmente impiegate dai produttori per caratterizzare acciai per stampi per materie plastiche¹³⁵, ed infatti non vengono mai riportate nelle specifiche tecniche^{108,109,110,111,114,115}, sebbene i medesimi produttori le impieghino per caratterizzare altri tipi di acciai^{54,135}. È stato possibile venire a conoscenza di una sola misura valida K_{Ic} , eseguita da un produttore, pari a 94 MPa√m, un valore in sé soddisfacente, ma probabilmente ottenuta su di un campione bonificato individualmente o, comunque, proveniente da una barra di diametro ridotto¹³⁸.

3. Sperimentale

3.1. Campionamento

In conformità agli obiettivi della ricerca, esposti nel precedente capitolo, sono stati esaminati blumi di acciaio 1.2738 di grandi dimensioni, destinati alla produzione di stampi per materie plastiche per l'industria automobilistica.

Il campionamento è stato pianificato e realizzato con i seguenti obiettivi: rappresentare la produzione corrente di diverse acciaierie; rappresentare pressoché tutte le microstrutture che si verificano in posizioni diverse all'interno dei medesimi blumi, a seguito del trattamento termico cui essi sono usualmente sottoposti presso le acciaierie (come già osservato nel capitolo 2.1.4 a pagina 12, non vengono eseguiti ulteriori trattamenti termici dopo la lavorazione meccanica dei semistampi); non impedire l'utilizzo industriale dei blumi stessi (di elevato valore economico).

Pertanto, sono stati esaminati 3 blumi, denominati A, B e C, provenienti da diverse acciaierie, ed i campioni sono stati ottenuti dai residui dei tagli ad U cui tali blumi furono sottoposti allo scopo di ottenere altrettanti grezzi per la fabbricazione di stampi per paraurti.

Tale scelta ha consentito di ottenere serie di campioni da posizioni a distanza crescente dalle superfici *originarie* (ovvero superfici ottenute al termine della forgiatura ed esposte nel corso del trattamento termico) ed estese fino a posizioni prossime al baricentro dei blumi originari.

La dimensione maggiore dei blumi, nel seguito identificata con l'asse cartesiano L, usualmente corrisponde all'asse di simmetria del lingotto originario ed all'asse principale di deformazione nel corso della forgiatura; le altre due dimensioni, identificate con gli assi cartesiani T ed S (dei quali S identifica la dimensione minore), invece sono considerate pressoché equivalenti rispetto al processo produttivo e, dunque, rispetto allo stato metallurgico dell'acciaio.

Nei tre blumi esaminati, i campioni sono stati ottenuti da posizioni appartenenti ad un piano LT prossimo al piano LT mediano (ovvero di simmetria) del blumo ed, in generale, distanti dalle due estremità (rispetto all'asse maggiore L) del blumo stesso (Fig. 13).

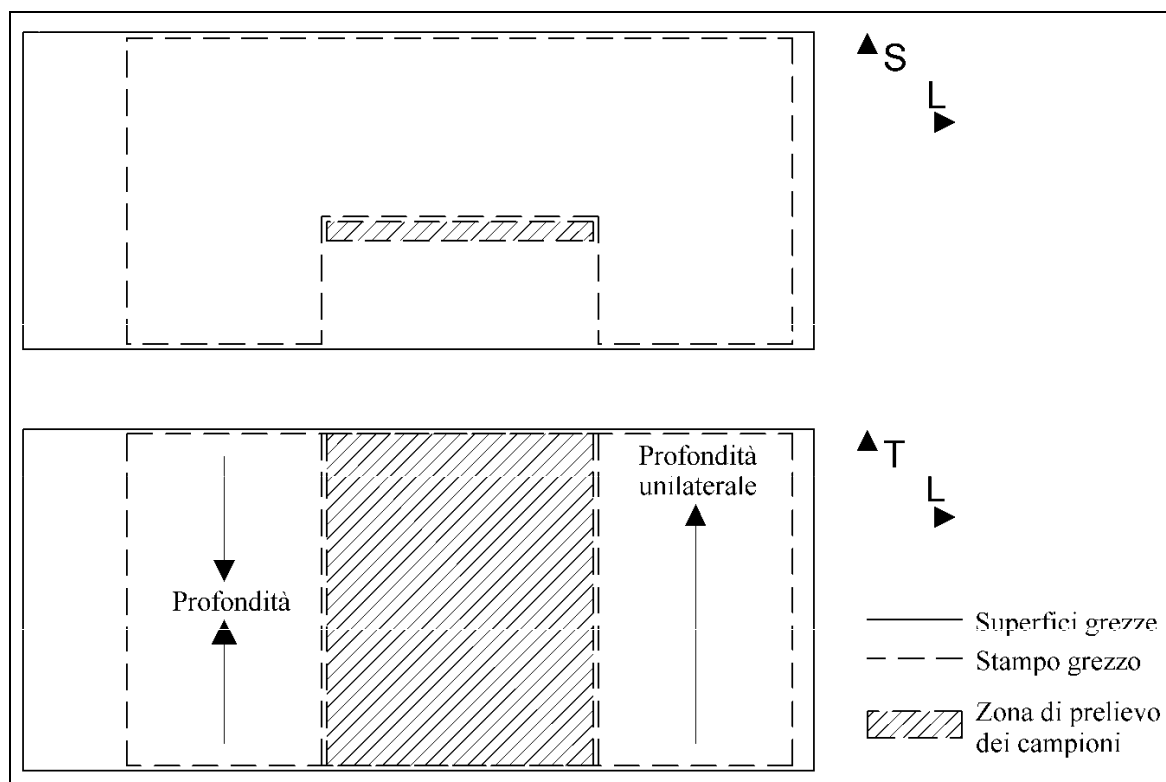


Fig. 13 - Schema generale di campionamento dei blumi. Assi di riferimento L, T ed S. Posizione approssimativa della zona di prelievo dei campioni (ricavati da uno scarto del taglio di grezzi ad U per stampi per paraurti). Definizioni di profondità e di profondità unilaterale.

Le due estremità (rispetto all'asse maggiore L) e gli spigoli del parallelepipedo, che non sono stati esaminati, sono le posizioni nelle quali si realizza la massima velocità di raffreddamento nel corso della

tempra, ma costituiscono solo una piccola frazione del volume del blumo, ed anzi sono le zone più frequentemente asportate nei tagli successivi (capitolo 2.1.4 a pagina 12).

Per l'asserita indifferenza metallurgica degli assi S e T, gli schemi di campionamento prescelti sono ritenuti rappresentativi di tutte le sezioni ST dei blumi, purché lontano da detti estremi e ad eccezione soltanto dei vertici delle sezioni ST stesse.

Per consentire una presentazione semplice e coerente dei risultati sperimentali, risulta opportuno definire convenzionalmente la *profondità* di ciascun punto, compreso entro uno dei campioni, come la sua minima distanza dalla superficie originaria in direzione T. Conseguentemente, la profondità di ciascun campione viene definita come la profondità del suo baricentro e la profondità di ciascuna provetta (successivamente ricavata da un campione) come la profondità media della sua regione di interesse (per esempio, regione a sezione minima nelle provette di trazione, estremità dell'intaglio nelle provette di resilienza, oppure estremità della precricca nelle provette di meccanica della frattura), sempre rispetto alle superfici originarie del blumo (Fig. 13).

La profondità così definita non sempre corrisponde con la minima distanza dalla superficie originaria in qualunque direzione; infatti, per esempio, i campioni più prossimi al cuore dei blumi sono lievemente meno distanti dalla superficie in direzione S piuttosto che in direzione T, perché la dimensione S è minore. Inoltre, poiché i flussi di calore nel corso dei trattamenti termici sono tridimensionali, la distanza da una sola delle superfici originarie non è in generale sufficiente a determinare in modo completo la storia termica di una particolare posizione entro il blumo. Nonostante ciò, la profondità così definita, è senza dubbio in relazione monotona (anche se non lineare) con la velocità di raffreddamento conseguita nel corso della tempra, la quale è, a sua volta, il fattore più influente sulla microstruttura finale.

Inoltre, allo scopo di presentare i risultati ottenuti su serie di campioni estese in direzione T da una superficie SL del blumo a quella opposta, si definisce anche la *profondità unilaterale*, cioè la distanza in direzione T dalla prima superficie SL (Fig. 13). Profondità e profondità unilaterale sono uguali per tutti i punti compresi tra la prima superficie SL ed il piano di simmetria SL del blumo, mentre, per quelli compresi tra il medesimo piano e la seconda superficie SL, la somma della profondità e della profondità unilaterale è pari alla dimensione T del blumo. Si considera come prima superficie SL quella in vista nelle successive Fig. 14, Fig. 15 e Fig. 16.

Nei tre capitoli seguenti, viene descritto in dettaglio il campionamento di ciascuno dei tre blumi, unitamente alle altre informazioni disponibili sulla precedente storia termomeccanica di ciascuno.

Purtroppo, in alcuni casi particolari, si sono incontrate difficoltà nel determinare le posizioni di prelievo in relazione alle superfici originarie, soprattutto a causa della mancata annotazione (e condivisione attraverso la filiera produttiva) delle informazioni concernenti il taglio dei blumi.

Per ragioni simili, ed anche per ragioni di riservatezza industriale, non sempre è stato possibile conoscere, ed in nessun caso viene consentito di pubblicare, i dettagli dei processi di fabbricazione (colata, forgiatura e trattamento termico) dei blumi.

Al momento della pubblicazione di questa tesi, non tutti i campioni sono stati utilizzati.

3.1.1. Blumo A

Non è noto con certezza quale acciaieria abbia prodotto il blumo A (Fig. 14), consegnato nell'anno 2002 dall'impresa commerciale *Eschmannstahal GmbH & Co.* (Eschmannstahal) di Gummersbach (Germania) all'impresa produttrice di stampi *HCM Stampi S.p.A.* (HCM) di Moncalieri (Provincia di Torino).

Non è stato possibile ottenere una descrizione dettagliata del processo produttivo; tuttavia, per quanto concerne il trattamento termico, la specifica tecnica pubblicata da Eschmannstahal per l'acciaio in esame¹¹⁵ afferma che esso viene temprato e rinvenuto ed indica la seguente procedura: austenitizzazione a temperatura compresa tra 850 ed 880°, tempra in olio preceduta da una sosta in un bagno alla temperatura di circa 350°, rinvenimento e raffreddamento in aria. Non è chiaro se la procedura indicata sia quella effettivamente eseguita dal fornitore, oppure sia soltanto consigliata al cliente che volesse ripetere il trattamento. Secondo il diagramma CCT pubblicato nei medesimi documenti (identico a quello pubblicato dall'acciaieria *Edelstahal Witten-Krefeld* in un documento analogo¹⁰⁸), la temperatura (350 °C) della sosta intermedia nel corso della tempra è superiore ad M_s ed inferiore a B_s e la curva di inizio della trasformazione bainitica attraversa tale temperatura al tempo 30 minuti (secondo altre fonti, tuttavia, tale tempo è maggiore^{109,110,111}). La durata della sosta a 350° non è specificata e, pertanto, non è chiaro se durante la sosta si verifichi soltanto una riduzione del gradiente termico entro il blumo, oppure anche una

almeno parziale trasformazione in bainite. Un'ulteriore pubblicazione tecnica della stessa impresa¹⁴³, di carattere più generale, induce a ritenere che la riduzione del gradiente termico sia lo scopo principale della sosta; tuttavia pare probabile che, per raggiungere tale scopo, si tolleri la formazione di una piccola frazione di bainite durante la sosta medesima.

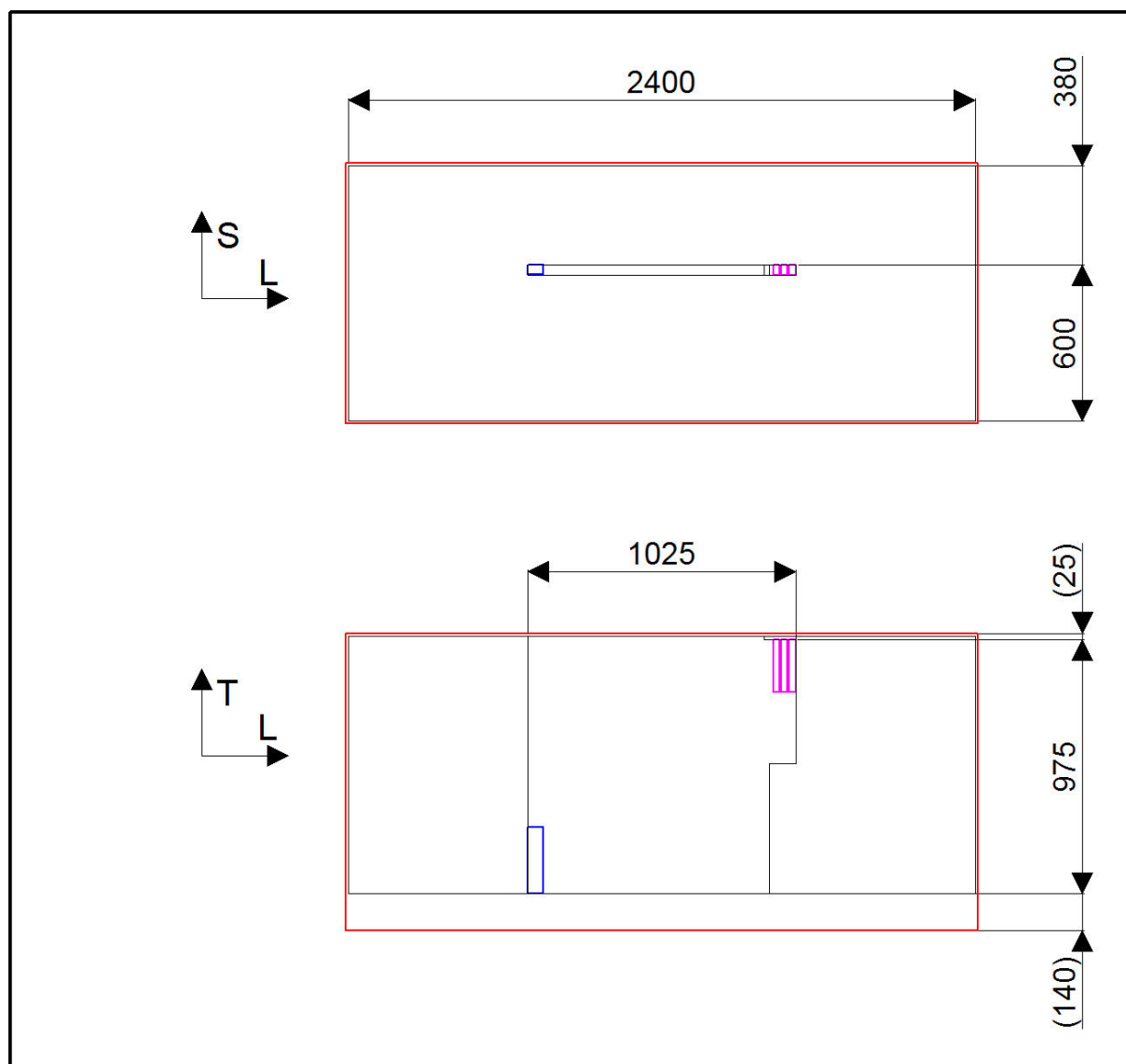


Fig. 14 – Campionamento del blumo A. Superfici tembrate e rinvenute (rosso), superfici del blumo alla consegna e lastra utilizzata per il prelievo dei campioni (nero); campione A\O1 (blu) e campioni A\O, A\QT ed A\NT (viola). Quote in mm. Le quote 140 e 25 sono state stimate in base alla consuetudine industriale ed alle microstrutture osservate. Le dimensioni del campione A\O1 nelle direzioni L, T ed S sono 58, 255 e 38 mm rispettivamente; le corrispondenti dimensioni degli altri tre campioni sono 25, 200 e 41 mm. La scala è uguale a quella delle successive Fig. 15 e Fig. 16.

Al momento della consegna, il blumo A presentava superfici fresate ed aveva la forma di un parallelepipedo retto di dimensioni 980, 990 e 2400 mm, indicate nel certificato di fornitura¹⁴⁴.

L'impresa HCM eseguì il taglio ad U nel corso della propria normale produzione e, successivamente, ha offerto alcuni campioni (tagliati e sgrossati) ottenuti da una lastra appositamente ricavata dal residuo di tale taglio ad U.

Le superfici del blumo alla consegna, la lastra ed i campioni sono disegnati in Fig. 14 nelle loro posizioni reciproche, determinate grazie alle informazioni fornite dalla HCM medesima¹³⁰; nella medesima figura sono disegnate anche le superfici tembrate e rinvenute del blumo grezzo, la cui posizione è stata ipotizzata in considerazione della consuetudine industriale (descritta nel capitolo 2.1.4 a pagina 12) e di alcune osservazioni metallografiche. Queste ultime, in particolare, hanno consentito di concludere che il blumo era stato sottoposto, prima della consegna ad HCM, ad un taglio asimmetrico (disegnato in Fig. 14) per ridurre una delle sue dimensioni al valore richiesto di 980 mm; non si può escludere che siano stati eseguiti tagli analoghi (non disegnati in Fig. 14) anche sulle altre dimensioni.

Soprattutto a causa di quest'ultima incertezza concernente la geometria originaria (precedente al taglio), il campionamento del blumo A è stato limitato a pochi campioni.

Sono stati ottenuti il campione grezzo A\O1 e la serie di tre campioni grezzi A\O, A\NT ed A\QT (Fig. 14). Questi ultimi tre campioni sono stati ottenuti da tre posizioni ritenute equivalenti, allo scopo di eseguire un confronto tra la microstruttura tale quale ricevuta (originaria) del campione A\O e le microstrutture ottenute nei campioni A\NT ed A\QT a seguito di ritrattamenti termici (descritti nel capitolo 3.2.1 a pagina 34).

Maggiori dettagli sulle profondità dei campioni, nonché delle provette che ne sono state successivamente ricavate, sono riportate in appendice 7.1 a pagina 117.

3.1.2. Blumo B

Il blumo B (Fig. 15) fu acquistato e sottoposto al taglio ad U da parte della medesima impresa HCM; i campioni sono stati ottenuti, ancora a cura dell'impresa HCM, dal residuo di tale taglio, residuo giacente presso il magazzino della medesima impresa. Il residuo era stato erroneamente marcato "1.2311", ed è stato riconosciuto, invece, come acciaio di tipo 1.2738 grazie all'analisi chimica (capitolo 3.3 a pagina 37). Purtroppo, non è stato possibile appurare né il fornitore, né l'anno di fabbricazione o consegna, né le dimensioni originarie, né altre informazioni sulla fabbricazione e sul taglio del blumo.

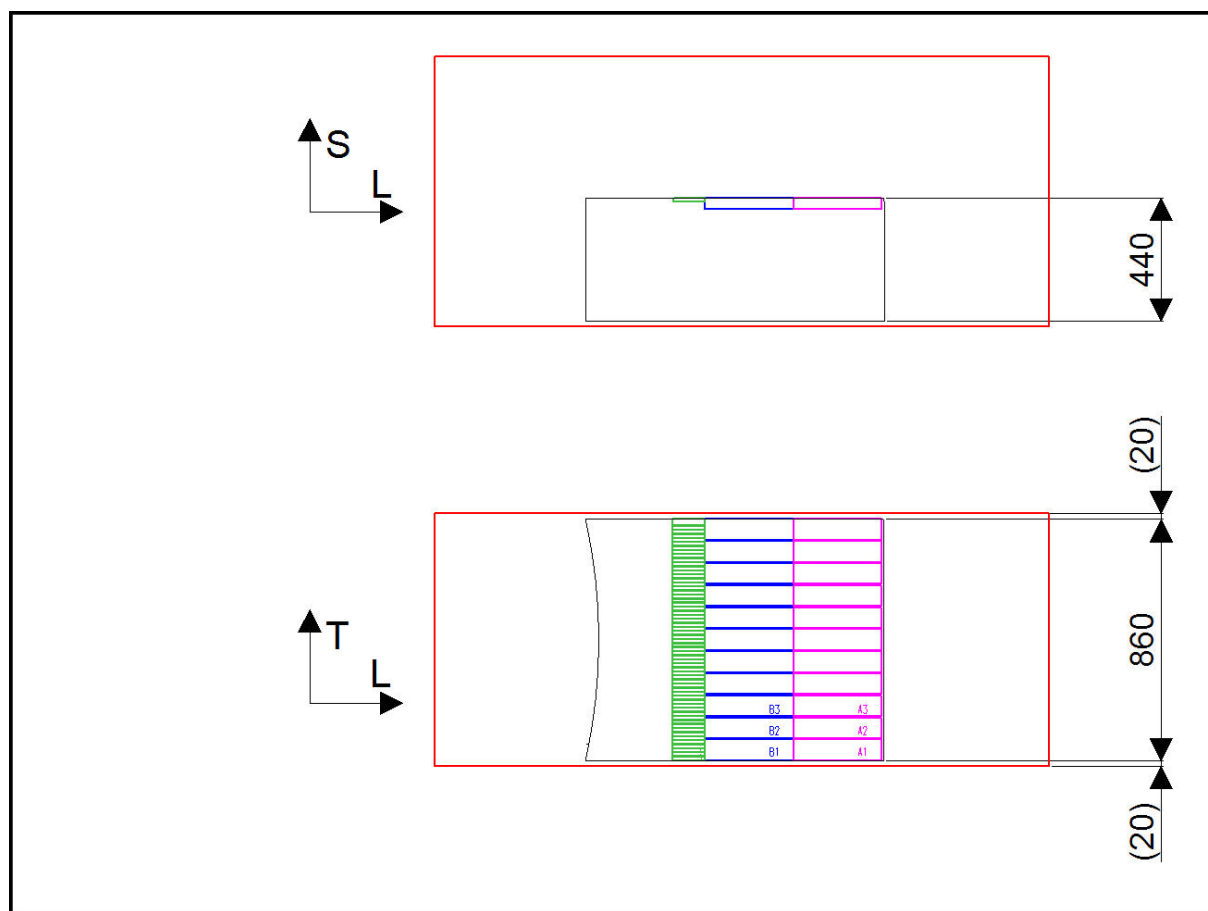


Fig. 15 – Campionamento del blumo B. Superfici temprate e rinvenute (rosso), residuo utilizzato per il prelievo dei campioni (nero). Serie B\A(n) di 11 campioni (viola), denominati da B\A1 a B\A11. Serie B\B(n) di 11 campioni (blu), da B\B1 a B\B11. Serie B\B(n) di 59 campioni (verde), da B\1 a B\61 (i numeri 9 e 59 non sono stati usati). Quote in mm. Le quote 20 sono state stimate in base alla consuetudine industriale. Le dimensioni dei campioni B\B(n) nelle direzioni L, T ed S sono 114, 13 e 13 mm rispettivamente; le corrispondenti dimensioni dei campioni B\A(n) e B\B(n) sono 315, 74 e 40 mm. La scala è uguale a quella della precedente Fig. 14 e della successiva Fig. 16.

Per quanto concerne il trattamento termico, alcune considerazioni derivanti dall'esame metallografico (capitolo 3.5.2 a pagina 47) e dalle misure di durezza (capitolo 3.6 a pagina 60) conducono ad ipotizzare che, contrariamente alla consuetudine descritta nel capitolo 2.1.4 (a pagina 12), il blumo sia stato sottoposto, dopo la tempra, ad un rinvenimento disomogeneo (cioè di durata insufficiente a raggiungere il cuore).

Per quanto concerne la geometria, i segni lasciati sulla superficie del residuo dalle precedenti lavorazioni meccaniche hanno consentito di ricostruirne l'orientamento rispetto al blumo originario (Fig. 15).

Inoltre, le osservazioni metallografiche (capitolo 3.5.2) e le misure di durezza e di trazione (capitolo 3.6) hanno rivelato microstrutture e proprietà meccaniche simmetriche rispetto al piano medio LS del residuo. Quest'ultimo fatto e la consuetudine industriale di tagliare i blumi in modo asimmetrico (per minimizzare il numero di tagli) consentono di concludere che la dimensione del residuo in direzione T corrispondeva a quella originaria del blumo, a meno del sovrametallo che usualmente si asporta dalle superfici grezze per fresatura (dell'ordine di 20 mm per le ragioni esposte nel capitolo 2.1.4 a pagina 12); questa conclusione è stata utilizzata nel redigere la Fig. 15 e nel calcolare la profondità dei campioni. Dal blumo B sono state ricavate tre serie di campioni grezzi. I campioni di ciascuna serie sono stati tagliati da posizioni circa equispaziate lungo un segmento in direzione T, esteso da una superficie a quella opposta ed il più distante possibile dalle altre superfici.

I campioni della serie B\A(n) sono stati tagliati con dimensioni adeguate per lavorare provette di trazione oppure di resilienza, mentre i campioni delle serie B\B(n) e B\B(n) sono stati tagliati con dimensioni molto maggiori, allo scopo di consentire l'esecuzione di provette di flessione per la misura della tenacità a frattura, di elevato spessore (Fig. 15). Tra queste ultime, la serie B\B(n), più prossima al centro del massello, è stata scelta per l'esecuzione di misure sulla microstruttura originaria e la serie B\A(n) per l'esecuzione di ritrattamenti termici.

La consuetudine industriale comporta che tutti i campioni, ed in particolar modo quelli della serie B\B(n), siano prossimi al centro delle sezioni LS del blumo (Fig. 15), tuttavia non è possibile determinare con precisione la loro distanza dalle superfici originarie nelle direzioni L e S.

Maggiori dettagli sulle profondità dei singoli campioni, nonché delle provette che ne sono state successivamente ricavate, sono riportate in appendice 7.1 a pagina 117.

3.1.3. Blumo C

Il blumo C fu prodotto nell'anno 2004 dall'acciaieria Lucchini Sidermeccanica S.p.A. (Lucchini) nel proprio stabilimento di Lovere (Provincia di Bergamo). Lucchini ha reso disponibile una dettagliata documentazione del processo di produzione^{142,145}, processo del quale, tuttavia, non consente la pubblicazione completa. La colata, la forgiatura ed il trattamento termico eseguiti sono stati conformi alla consuetudine industriale descritta nel capitolo 2.1.4, a pagina 12.

Dopo il trattamento termico (eseguito presso Lucchini medesima) e l'esecuzione dei due tagli per l'asportazione delle estremità (presso un subfornitore), il blumo fu ceduto all'impresa commerciale Vertek S.r.l. (Vertek) di Carpiano (Provincia di Milano). Quest'ultima, nel corso della sua normale attività, ridusse il blumo alle dimensioni richieste, mediante una fresatura delle quattro superfici maggiori (con asportazione simmetrica) ed un ulteriore taglio di una estremità, ed eseguì il taglio ad U.¹³⁶ Successivamente, Vertek ha eseguito, su richiesta, il taglio di una lastra passante circa per il centro del blumo, a partire dal residuo del taglio ad U. Tale lastra è stata restituita a Lucchini, che ne ha ricavato, su disegno, i singoli campioni.

In Fig. 16 sono disegnate tutte queste lavorazioni, che sono note con precisione. È stata, infatti, conservata una documentazione completa dei tagli eseguiti, ad eccezione soltanto di quale delle due estremità sia stata tagliata da Vertek; tuttavia i risultati delle misure di durezza (capitolo 3.6 a pagina 60) hanno consentito di risolvere questa residua ambiguità con ragionevole certezza.

Dal blumo C sono state ricavate 3 serie di campioni e provette (Fig. 16), secondo uno schema simile a quello già adottato per il blumo B. I campioni di ciascuna serie sono stati tagliati da posizioni circa equispaziate lungo un segmento in direzione T, esteso da una superficie fino a cuore, oppure fino alla superficie opposta, ed il più distante possibile dalle altre superfici.

I campioni grezzi della serie C\A(n) sono stati tagliati con dimensioni adeguate per lavorare delle provette di trazione oppure di resilienza.

I campioni delle serie C\A(n) e C\B(n), invece, sono stati lavorati a disegno, dalla medesima impresa Lucchini, come provette di flessione per la misura della tenacità a frattura, di spessore nominale 39 mm. La serie C\A(n) è stata utilizzata per l'esecuzione di ritrattamenti termici (capitolo 3.2.2 a pagina 35). La serie C\B(n) è stata invece, utilizzata per l'esecuzione di misure sulla microstruttura originaria ed è stata ricavata in modo tale che le superfici di frattura delle provette giacessero su un piano di simmetria del

residuo, allo scopo di rendere irrilevante, per questa serie, l'incertezza di posizione dovuta al sopracitato taglio di una sola estremità.

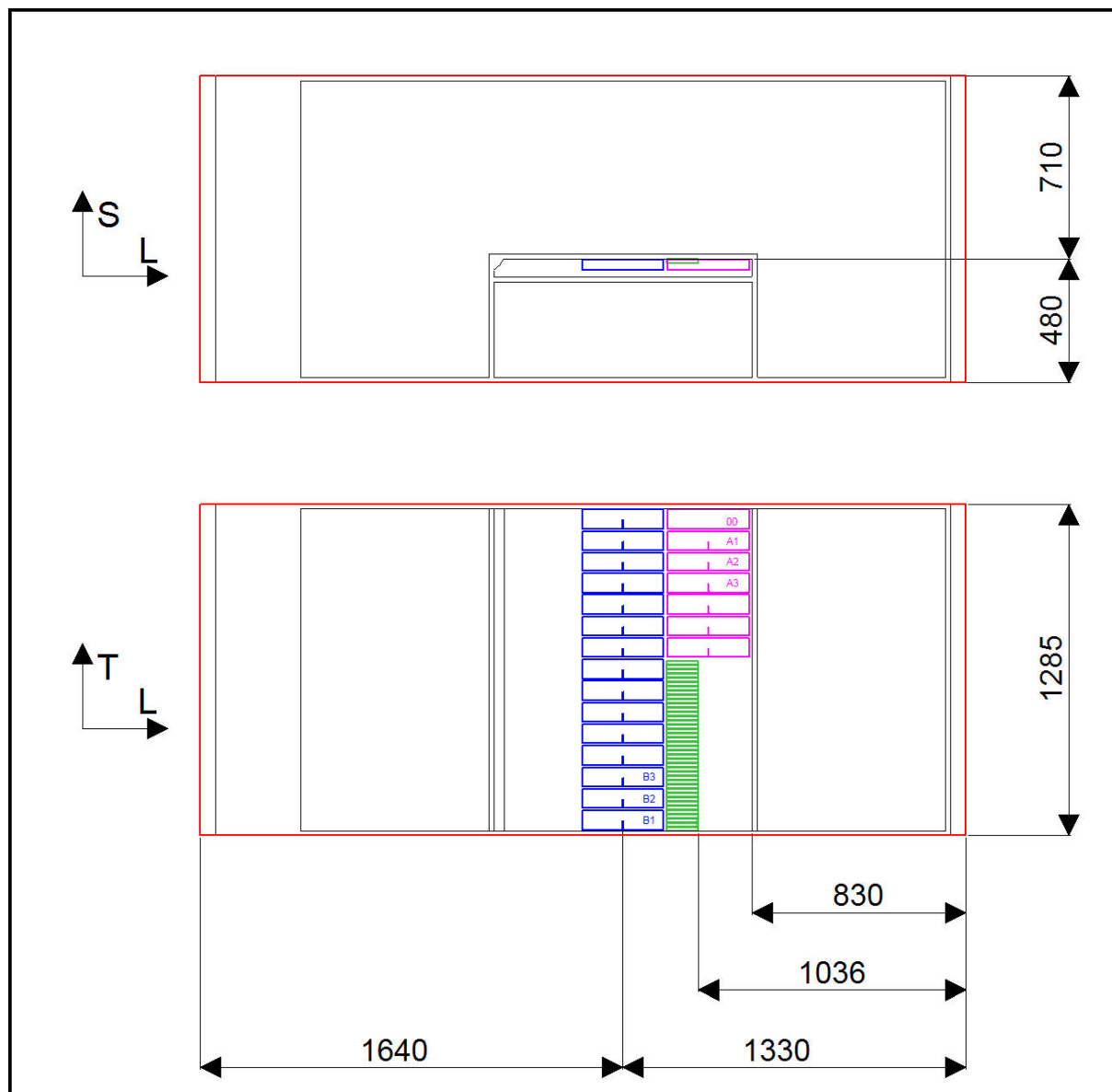


Fig. 16 – Campionamento del blumo C. Superfici temprate e rinvenute (rosso), fresature e tagli successivi, tra cui il taglio ad U (nero). Serie C\00 di 40 campioni grezzi (verde), da C\1 a C\40. Serie C\B(n) di 15 provette di flessione intagliate (blu), con orientamento TL, denominate da C\B1 a C\B15. Serie C\A(n) di 6 provette di flessione intagliate (viola), con orientamento TL, denominate da C\A1 a C\A6. Provetta di flessione non intagliata OO (viola). Quote in mm. Le dimensioni dei campioni C\00 nelle direzioni L, T ed S sono 124, 12 e 17 mm rispettivamente; le corrispondenti dimensioni delle provette campioni C\A(n), C\B(n) ed OO sono 315, 74 e 40 mm. La scala è uguale a quella delle precedenti Fig. 14 e Fig. 15.

Tutte le provette per le misure di tenacità a frattura sono state ricavate con orientamento TL*. È stato ricavato anche un campione non intagliato, C\00, poi non impiegato.

Maggiori dettagli sulle profondità dei singoli campioni e provette, nonché delle provette che ne sono stati successivamente ricavati, sono riportate in appendice 7.1 a pagina 117.

* Secondo la convenzione comunemente adottata e descritta nella norma E399⁸³.

3.2. *Ritrattamenti termici*

Su alcuni campioni prelevati dai blumi sono stati eseguiti ulteriori trattamenti termici, allo scopo di ottenere condizioni metallurgiche di piena tempra e rinvenimento, con temperature nominali di austenitizzazione e di rinvenimento simili a quelle applicate industrialmente.

Questi trattamenti termici sono stati rivolti, in primo luogo, a determinare le proprietà meccaniche di tale condizione metallurgica, e, in secondo luogo, a valutare eventuali loro variazioni in funzione della posizione di prelievo dei campioni dai blumi originari, variazioni da ascrivere a quelle proprietà, quali segregazioni composizionali su grande scala e presenza di inclusioni non metalliche, che non sono influenzate dal ritrattamento, allo scopo di poter valutare l'influenza di questi ultimi fattori separatamente dall'influenza della microstruttura originaria.

Nella Tab. 2 alcuni parametri impiegati oppure misurati nel corso dei ritrattamenti termici sono confrontati con i valori indicati nella norma, oppure nelle specifiche tecniche di alcune acciaierie, oppure ottenuti con alcune ipotesi di calcolo. Le durezze dopo tempra e le temperature di rinvenimento sono state ricavate dai diagrammi di rinvenimento, ipotizzando che venisse richiesta una durezza finale di 34 HRC (ovvero 319 HB, ovvero 336 HV⁸²). Nei calcoli è stata usata la composizione nominale (considerando il valore medio di ciascun intervallo di composizione prescritto).

Trattamento termico dell'acciaio 1.2738		Austenitizzazione e tempra			Temperatura di rinvenimento [°C]	
		Temperatura	Mezzi tempranti	Durezza [HRC]	per una durezza di 34 HRC	usata
Norma ISO ⁷⁹				52	600	-
Specifiche tecniche	E.W.K. ¹⁰⁸	840 - 870	olio, sali	51	675	-
	Lucchini ¹⁰⁹	-	-	>54	>600	-
	Bohler ¹¹⁰	840-860	olio	54	620	-
	Buderus ¹¹¹	880	olio, sali	52	600	-
	Uddeholm ¹¹³	850	gas, olio, sali	53,5	618	
	Cogne ¹¹⁴	840 - 870	olio	53,5	590	-
	Eschmanstahal ¹¹⁵	850 - 880	olio*	52	600	
Calcoli	Diagramma Fe-C ⁵⁵	820	-	-	-	-
	Tenore di C ⁸⁰	-	-	56	-	-
	Grange, Hribal e Porter ^{121,56}	-	-	-	640	-
Valori misurati	Campione A\QT	870	olio	54	-	560
	Campione A\NT	870	aria	52,5	-	560
	Provette C\A(n)	860	azoto	-	-	595

Tab. 2 - Parametri per il trattamento termico dell'acciaio 1.2738. Valori ottenuti dalla norma, dalle specifiche tecniche di diverse acciaierie e da calcoli (considerando la composizione nominale media dell'acciaio 1.2738). Valori impiegati nel corso dei ritrattamenti termici.

I valori indicati dalle diverse fonti e riportati in Tab. 2 sono in discreto accordo tra loro (ad eccezione di una temperatura di rinvenimento), di modo che le discrepanze si possono attribuire principalmente alle variazioni di composizione (entro i limiti normativi) ed eventualmente di dimensione del grano austenitico.

È probabile, tuttavia, che la maggior parte dei diagrammi esaminati per redigere la Tab. 2 descrivano il rinvenimento a partire dalla condizione metallurgica ottenuta alla superficie di blumi di grandi

* Sosta ad una temperatura di circa 350°C seguita da tempra in olio (discussa nel capitolo 3.1.1 a pagina 28).

dimensioni, piuttosto che dalla condizione di tempra completa*. Per esempio, secondo il diagramma di rinvenimento della specifica tecnica dell'acciaieria E.W.K.¹⁰⁸, la durezza dopo tempra è 51 HRC (circa 530 HV), laddove, invece, nel diagramma CCT della medesima specifica tecnica, tale durezza contraddistingue una struttura mista costituita, oltre che da martensite, anche dal 10% di bainite. Un fatto simile si osserva anche nelle specifiche tecniche delle acciaierie Bohler¹¹⁰ e Buderus¹¹¹. Pertanto, nel caso in cui le temperature di rinvenimento indicate in letteratura venissero applicate a pezzi che, in ragione delle loro ridotte dimensioni, hanno conseguito una tempra completa, si presume che si otterrebbero durezze maggiori di quelle previste dalla medesima letteratura.

Nella scelta delle temperature per i ritrattamenti termici, oltre alla consuetudine industriale, è stato considerato anche il tenore di C delle singole colate in esame. Pertanto sono state scelte temperature di austenitizzazione lievemente differenziate, pari a 870 ed 860°C, rispettivamente, per il materiale proveniente dai blumi A e C, i quali presentano, rispettivamente, un tenore di carbonio pari a 0,36% ed a 0,42%.

I fluidi di tempra utilizzati nel corso dei ritrattamenti sono stati scelti in considerazione della elevata temprabilità dell'acciaio in esame e della ridotta dimensione trasversale dei pezzi sottoposti al ritrattamento, oltre che di altre ragioni esposte nel seguito. In particolare, il campione A\NT, raffreddato in aria, ha conseguito una durezza di 52,5 HRC, corrispondente alla durezza di piena tempra determinabile in funzione del suo contenuto di carbonio⁸⁰, pertanto nel seguito è indicato come un campione bonificato (piuttosto che normalizzato) e, *a fortiori*, si presume che tutte le altre provette e campioni sottoposti al ritrattamento termico, i quali sono stati temprati impiegando mezzi di drasticità superiore a quella dell'aria, abbiano conseguito una condizione metallurgica di piena tempra.

Nei due capitoli seguenti sono presentati in maggior dettaglio i ritrattamenti eseguiti su pezzi provenienti, rispettivamente, dal blumo A e dal blumo C.

3.2.1. Blumo A

Il ritrattamento termico dei campioni A\NT ed A\QT è stato eseguito dall'impresa Ferioli & Gianotti S.p.a. (F&G) nel suo stabilimento di Rivoli (Provincia di Torino), nell'ottobre 2003.

I due campioni sono stati austenitizzati contemporaneamente, in un forno industriale controllato alla temperatura di 870° e dotato di un'atmosfera carburante con un potenziale di C pari allo 0,4%, quindi solo lievemente superiore alla percentuale di C originaria dei campioni (0,36% secondo l'analisi di colata). L'atmosfera carburante è stata impiegata per evitare l'ossidazione e la decarburazione superficiali, non essendo disponibile un forno con atmosfera inerte; l'impresa ha stimato che i campioni si siano carburati per una profondità massima di circa 0,2 mm (poi asportata nel corso delle successive lavorazioni).

Il campione A\NT è stato estratto dal forno e raffreddato in aria calma. Come precedentemente osservato, tale raffreddamento è risultato equivalente ad una tempra. Infatti, l'impresa F&G ha misurato, sulla superficie del campione, una durezza di 52,5 HRC. Il campione A\QT, invece, è stato temprato in olio, direttamente dall'atmosfera di austenitizzazione e, sulla sua superficie, è stata misurata (ancora a cura di F&G) una durezza dopo tempra di 54 HRC. In entrambi i casi, le misure di durezza sono state eseguite dopo aver localmente asportato lo strato carburato (campione A\QT), oppure carburato ed ossidato (A\NT), e considerando la media di più impronte.

La durezza misurata dopo tempra sul campione A\NT è pari, come precedentemente osservato, alla durezza teorica corrispondente al suo tenore di C, ed è in sostanziale accordo con le durezze iniziali dichiarate nei diagrammi di rinvenimento pubblicati nella norma ISO e nelle specifiche tecniche dei produttori (Tab. 2). Inoltre, le velocità di raffreddamento dei due campioni, calcolate a cuore con il metodo analitico a parametri costanti descritto in appendice 7.9 (pag. 133), sono dell'ordine di 25 e 3,7 °C/s, dunque entrambe superiori alla maggiore tra le velocità critiche di tempra lette sui quattro diagrammi CCT disponibili per l'acciaio in esame^{108,109,110,111}, che è dell'ordine di 2 °C/s¹⁰⁸. Infine, nelle osservazioni metallografiche, eseguite dopo il rinvenimento (capitolo 3.5.3 a pagina 59), non sono state osservate differenze microstrutturali di sorta tra i due campioni, i quali hanno mostrato entrambi una

*Uddeholm¹¹³ afferma che il proprio diagramma di rinvenimento è valido per pezzi temprati di piccole dimensioni, mentre le altre fonti non specificano.

microstruttura martensitica rinvenuta, con una piccola frazione di austenite trasformata nel corso del rinvenimento. Pertanto, si ritiene che entrambi i campioni fossero dopo tempra del tutto privi di bainite e di perlite e costituiti essenzialmente da martensite (eccettuata la citata frazione di austenite residua) e che la differenza di durezza tra i due campioni dopo tempra sia causata essenzialmente dalla maggior concentrazione di dislocazioni nella martensite nel campione A\QT, dovuta alla maggior velocità di raffreddamento.

Infine, i due campioni sono stati rinvenuti contemporaneamente, in un forno controllato alla temperatura di 560°, per 4 ore. La scelta di tale temperatura, inferiore alla consuetudine industriale per l'acciaio 1.2738, è stata determinata da ragioni contingenti; infatti, poiché i due campioni sarebbero stati impiegati per eseguire misure preliminari di tenacità a frattura, si preferì limitare la temperatura di rinvenimento allo scopo di ridurre la probabilità che il rapporto tra la tenacità a frattura e la tensione di snervamento risultanti dal rinvenimento stesso eccedesse il massimo consentito dalle dimensioni dei due campioni per la validità delle misure di K_{Ic} .

3.2.2. Blumo C

Le provette di flessione intagliate C\A(n) ed alcuni dei campioni grezzi C\1(n), provenienti dal blumo C, sono stati sottoposti al trattamento termico di bonifica presso la sede di Alessandria del Politecnico di Torino (Centro di Studio e Sviluppo per la Metallurgia e i Materiali per l'ingegneria).

Il trattamento termico è stato eseguito nel seguente modo:

- austenitizzazione alla temperatura di 860 °C per circa 45 minuti;
- tempra;
- primo rinvenimento alla temperatura di 595°C per circa 150 minuti;
- secondo rinvenimento alla temperatura di 555°C per circa 150 minuti.

Le provette di flessione C\A(n) erano state lavorate precedentemente al trattamento termico; pertanto, allo scopo di evitare l'ossidazione delle superfici e di limitare al minimo le tensioni e le distorsioni, i riscaldamenti ed i mantenimenti in temperatura sono stati eseguiti in vuoto, mentre la tempra è stata eseguita mediante ricircolazione di azoto in pressione ed adottando valori di pressione e di velocità del gas tali da conseguire la minor drasticità compatibile con l'obiettivo di ottenere una microstruttura completamente martensitica; anche i raffreddamenti successivi ai due rinvenimenti sono stati eseguiti in azoto, ma con una velocità di raffreddamento ancora minore.

I campioni grezzi C\11, C\15, C\19, C\24, C\30 e C\37 sono stati trattati contemporaneamente ai campioni C\A(n); pertanto, in considerazione delle loro ridotte dimensioni, hanno subito tempi di mantenimento e velocità di raffreddamento alquanto maggiori.

È stata scelta come obiettivo una velocità di raffreddamento alquanto superiore alla maggiore tra le velocità critiche di tempra lette sui quattro diagrammi CCT disponibili per l'acciaio in esame^{108,109,110,111}.

I pezzi sono stati suddivisi in due gruppi (ciascuno costituito da tre provette per K_{Ic} e da tre campioni grezzi) ed i pezzi di ciascun gruppo sono stati trattati contemporaneamente in una stessa carica del forno.

Nel corso del trattamento, la storia termica di ciascun pezzo è stata registrata mediante una termocoppia posta a contatto con la superficie (campioni grezzi), oppure dentro l'intaglio (provette per K_{Ic}). Le curve temperatura-tempo ottenute (Fig. 17) presentano in determinati punti, durante la tempra in gas, andamenti anomali che possono essere attribuiti ad imperfetta adesione delle termocoppie ai pezzi. Nonostante ciò, consentono di stimare velocità di raffreddamento comprese tra 2,5 e 12,5 °C/s nell'intervallo di temperature compreso tra 700 e 500 °C, e tra 1 e 3,75 °C/s nell'intervallo di temperature compreso tra 500 e 200°C (differenziate in funzione delle dimensioni e della posizione entro il forno di ciascun pezzo). In Fig. 17 le curve di tempra sono confrontate con il diagramma CCT più conservativo¹⁰⁸ e da tale confronto si evince che le regioni di formazione della perlite e della bainite sono state evitate.

Le temperature di austenitizzazione e di rinvenimento misurate su diversi pezzi sono risultate lievemente diverse tra loro e sono riportate in dettaglio nella Tab. 3. Tali differenze sono state senza dubbio causate dalla posizione dei campioni in ciascuna carica; si può notare, infatti, che le medesime temperature si ripetono nelle due cariche. In particolare, il campione C\11 nella prima carica ed il campione C\24 nella seconda carica hanno conseguito temperature di austenitizzazione e di rinvenimento particolarmente

basse e, pertanto, non sono stati utilizzati. Tutti gli altri pezzi hanno conseguito temperature comprese entro una tolleranza di più o meno 6 °C rispetto ai valori nominali sopra indicati.

Le provette di flessione C\A(n) sono state rettificate dopo il trattamento termico, in modo da ripristinare la planarità ed il parallelismo delle quattro facce maggiori.

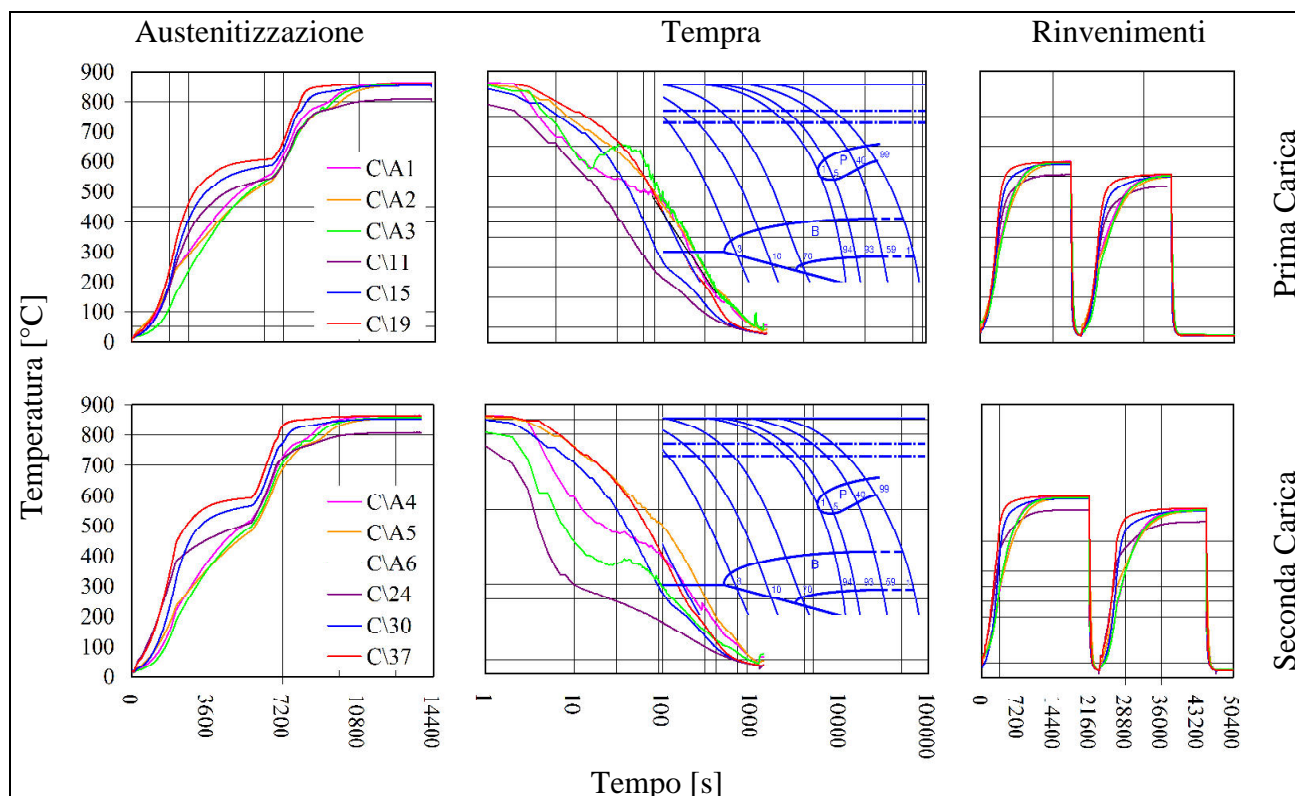


Fig. 17 - Trattamento termico di campioni e provette singoli provenienti dal blumo C. Prima e seconda carica del forno. Curve temperatura - tempo di austenitizzazione, di tempra (confrontate con un diagramma CCT¹⁰⁸) e di rinvenimento. Misure eseguite mediante termocoppie applicate alla superficie dei campioni grezzi C\ (n), oppure entro l'intaglio delle provette C\A(n).

	Provette intagliate (spessore 40 mm)						Campioni grezzi (spessore 12 mm)					
	Prima carica			Seconda carica			Prima carica			Seconda carica		
Provetta o campione	C\A1	C\A2	C\A3	C\A4	C\A5	C\A6	C\11	C\15	C\19	C\24	C\30	C\37
Austenitizzazione	865	857	860	865	857	860	810	854	862	808	854	864
Primo rinvenimento	598	591	595	598	591	593	556	589	596	553	590	598
Secondo rinvenimento	556	549	553	557	551	553	517	549	557	515	550	559

Tab. 3 – Trattamento termico di campioni e provette singoli provenienti dal blumo C. Temperature di austenitizzazione e di rinvenimento effettive, in °C, misurate su ciascun campione o provetta. I campioni C\11 e C\24 non sono stati usati a causa delle temperature di austenitizzazione e di rinvenimento eccessivamente basse.

3.3. Misure di tenacità a frattura (K_{Ic})

3.3.1. Lavorazione meccanica delle provette

Le provette per la misura della tenacità a frattura sono state lavorate secondo la geometria SE(B) per l'esecuzione di prove di flessione a tre punti. Nel seguito, si impiega la nomenclatura geometrica usuale e codificata nelle norme ASTM^{83,84} ed ISO⁸⁵.

Oltre alle provette ricevute già completamente lavorate (serie C\A(n) e C\B(n), capitolo 3.1.3 a pag. 31), ulteriori provette sono state ricavate dai campioni A\O1, A\O, A\QT ed A\NT, impiegando a questo scopo la quasi totalità del volume di ciascun campione. Le provette A\QT ed A\NT sono state lavorate dopo il trattamento termico dei campioni omonimi (descritto nel capitolo 3.2.1 a pag. 34); al contrario, le provette della serie C\A(n) sono state sottoposte al ritrattamento termico dopo la lavorazione meccanica (e successivamente rettificate) con le particolari cautele descritte nel precedente capitolo 3.2.1 (pagina 34).

Sono stati impiegati rapporti W/B lievemente diversi da 2, per facilità di lavorazione a partire dalle dimensioni dei campioni grezzi provenienti dal blumo A, oppure, nel caso delle serie C\A(n) e C\B(n), in previsione dell'impiego di lunghezze di cricca a prossime al massimo consentito dalle norme*, a loro volta preferite per consentire tratti maggiori di crescita di cricca (impiegati per stimare il comportamento a fatica) e per ridurre i carichi necessari a rottura. I rapporti W/B impiegati sono, comunque, conformi alle norme^{83,84,85}. Le dimensioni nominali dei campioni sono elencate in Tab. 4.

Provette	B	W	S (ingombro)
A\O1	38	57	249,5
A\O, A\QT, A\NT	25	41	180
C\A(n), C\B(n)	40	74	315

Tab. 4 – Dimensioni nominali (in mm) delle provette per K_{Ic} . In questo caso si indica con S l'ingombro totale del campione, anziché la distanza tra gli appoggi.

In tutti i casi sono stati impiegati intagli a chevron⁸³ (anche noti come intagli a zig-zag⁸⁵), con un angolo incluso di circa 90°, realizzati mediante frese sagomate a V. La provetta A\O, per un errore di lavorazione, è stata realizzata con un intaglio di lunghezza già prossima a 0,55·W, pertanto in tal caso la precricatura è stata interrotta non appena la precricca è emersa dallo chevron.

Nel caso delle provette A\O, A\QT ed A\NT l'estensimetro è stato collocato tra lame montate sulle provette mediante delle viti, mentre negli altri casi l'estensimetro è stato collocato tra bordi appositamente ricavati sulle provette medesime. In appendice 7.6 a pagina 128 si riportano i disegni (esecutivi o consuntivi) delle provette impiegate.

3.3.2. Esecuzione della precricatura

La precricatura dei campioni per K_{Ic} è stata condotta mediante cicli di fatica eseguiti in controllo di forza, con eguale carico minimo (pari a 0,1 kN) e con carico massimo variabile in funzione della velocità di crescita desiderata e del massimo fattore di intensificazione degli sforzi ammissibile.

Il carico massimo applicato in ciascun ciclo è stato, in genere, progressivamente ridotto nel corso della precricatura, in considerazione sia dell'aumento progressivo del rapporto tra il fattore di intensificazione degli sforzi ed il carico medesimo (dovuto all'aumento della lunghezza di cricca), sia dell'opportunità di utilizzare inizialmente una maggiore velocità di crescita della cricca (per ridurre il tempo-macchina necessario), sia della necessità di contenere il fattore di intensificazione degli sforzi, nell'ultimo tratto di crescita della cricca, entro una prescritta frazione della tenacità a frattura.

Soltanto nei campioni che sono stati i primi o gli unici a presentare una determinata dimensione e/o trattamento termico (A\O1, A\O, A\NT, A\QT, A\A5, A\B6 ed A\B7) sono stati utilizzati carichi crescenti nella prima parte della precricatura, indicativamente fintanto che non è stata rilevata la nucleazione della cricca.

* Infatti, i limiti di validità delle misure, nelle norme ASTM^{83,84}, rendono conveniente la scelta di uguali valori per la lunghezza di cricca a e per lo spessore B .

La lunghezza della cricca è stata controllata periodicamente mediante stime ottenute da misure di cedevolezza. Tali stime sono risultate particolarmente efficaci nel rilevare e controllare la nucleazione e la crescita della cricca quando quest'ultima era ancora confinata entro l'intaglio a chevron. Quando la cricca è emersa dall'intaglio a chevron ed è stato possibile osservarla otticamente sulle due facce opposte, è stato riscontrato un soddisfacente accordo tra le stime ottenute con le misure di cedevolezza e le osservazioni; pertanto, per la facilità di esecuzione, le misure di cedevolezza sono state utilizzate fino al termine della precricatura.

Le misure di cedevolezza sono state eseguite con lo scopo precipuo di controllare la precricatura, ma anche con lo scopo secondario di raccogliere informazioni che potessero essere utilizzate per esaminare il comportamento a fatica. In particolare, a quest'ultimo scopo, il carico massimo applicato in ciascun ciclo è stato ridotto in modo graduale e la crescita della precricca è stata in alcuni casi protratta oltre il minimo valore utile per eseguire la prova di K_{Ic} , rimanendo tuttavia entro i limiti ammessi per la medesima prova (in altri casi l'esecuzione di una precricca più lunga del minimo ammissibile è stata comunque opportuna per ragioni di forza massima ammissibile sulle attrezzature di prova). Alcuni ulteriori dettagli concernenti la precricatura e le misure di cedevolezza, irrilevanti ai fini delle misure di tenacità a frattura, sono descritti nel successivo capitolo 3.8.3 a pagina 70, nel quale viene esaminato il comportamento a fatica dell'acciaio nel corso della precricatura stessa.

3.3.3. Esecuzione delle misure

Le prove sono state condotte, nella maggior parte dei casi, in modo tale da poter calcolare alternativamente, in relazione all'esito delle prove medesime, diversi parametri di meccanica della frattura, segnatamente J_{Ic} e K_{Ic} , secondo il metodo a campione singolo descritto nella norma ASTM E1820⁸⁴. Pertanto, nel corso di ciascuna prova sono stati eseguiti scarichi parziali per consentire il successivo calcolo dell'eventuale avanzamento plastico della cricca.*

L'esame delle curve forza-spostamento ottenute (ed in particolare degli scarichi) e l'esame macroscopico delle superfici di frattura, tuttavia, hanno dimostrato che quasi in nessun caso si è verificato un avanzamento della cricca per lacerazione plastica macroscopicamente sensibile, prima della propagazione fragile[†]. Perciò i valori assunti dall'integrale J nel corso di ciascuna prova sono stati determinati essenzialmente dalla componente elastica e, quindi, in definitiva dai corrispondenti valori del fattore di intensificazione degli sforzi K . Inoltre, ed in conseguenza della sostanziale mancanza di avanzamento per lacerazione plastica, i diagrammi del medesimo integrale J , in funzione dell'avanzamento di cricca, generalmente non hanno presentato punti negli intervalli necessari per il calcolo del valore di soglia J_{Ic} secondo la norma citata. Viceversa, quasi tutte le misure hanno consentito di calcolare valori validi di tenacità a frattura K_{Ic} . Pertanto, anche in considerazione del fatto che il parametro K_{Ic} è generalmente considerato più significativo, se disponibile, rispetto al parametro J_{Ic} , in quanto può essere immediatamente usato per la verifica di componenti, nel seguito verranno riportate soltanto le misure di K_{Ic} . Analisi delle prove qui presentate con il metodo dell'integrale J , tuttavia, sono state precedentemente pubblicate^{1,122}. Soltanto nel caso dei campioni ritrattati di minori dimensioni A\QT ed A\NT è stata osservata una sensibile non linearità delle curve forza spostamento, attribuibile alla deformazione plastica, precedente alla propagazione fragile della cricca; tuttavia nemmeno in questi casi è stato possibile ottenere un valore di J_{Ic} valido secondo la norma citata¹.

In numerosi casi, nelle curve forza spostamento si sono verificati pop-in prima del massimo, tuttavia anche i tratti delle curve forza-spostamento successivi a questi pop-in sono stati lineari (con l'eccezione del solo campione A\O, di minori dimensioni).

Tutte le prove sono state condotte in controllo di spostamento della traversa[‡]. La velocità di applicazione del fattore di intensificazione degli sforzi è stata circa pari a 0,3 MPa√m/s per la provetta A\O1, a 0,45 MPa√m/s per la provetta A\O, a 0,4 MPa√m/s per le provette A\QT ed A\NT, a 0,35 MPa√m/s per le

* Solo le provette A\O1 ed A\O sono state provate senza eseguire scarichi, secondo il metodo descritto nella norma E399⁸³.

† Nel caso delle provette a microstruttura originaria, inoltre, non è stato riscontrato alcun segno di avanzamento plastico di cricca nemmeno su scala microscopica, nel corso delle successive osservazioni al microscopio elettronico. Nelle provette provenienti da ritrattamenti termici, sono state riscontrate fasce di deformazione plastica dell'ordine della decina di μm al massimo, attribuibili al blunting.

‡ In un caso il controllo di forza è stato impiegato per completare la frattura dopo il termine dell'acquisizione dati.

provette C\B5, C\B6 e C\B7, ed infine a $0,65 \text{ MPa}\sqrt{\text{m/s}}$ in tutti gli altri casi. Gli scarichi sono stati eseguiti alle stesse velocità, mentre i ricarichi sono stati eseguiti a velocità circa doppia.

La validità delle misure, per quanto riguarda lo spessore, è stata verificata utilizzando le tensioni di snervamento $R_{p0.2}$ delle provette di trazione ricavate da profondità simili nel medesimo blumo (nei casi della serie C\B(n)) oppure dai frammenti dei campioni stessi (in tutti gli altri casi), provette di trazione la cui misura è descritta nel capitolo 3.6 a pagina 60.

Le provette provenienti dal blumo A sono state provate per prime ed i risultati di queste prime prove sono stati impiegati nella scelta delle dimensioni delle successive provette provenienti dal blumo C, al fine di ottenere, con queste ultime, misure di K_{Ic} valide, e con il vincolo di impiegare provette tutte tra loro uguali, per agevolare la lavorazione meccanica ed il confronto dei risultati. A posteriori, lo spessore scelto è risultato sovrabbondante per le provette di microstruttura originaria, rispetto allo spessore minimo previsto dalle norme; tuttavia l'esperienza dei campioni di minore dimensione (particolarmente del campione A\O) induce a ritenere che l'impiego di campioni di elevato spessore abbia contribuito alla validità delle misure anche riducendo la probabilità di altri eventi invalidanti o comunque indesiderabili, quali per esempio un eccessivo rapporto P_{max}/P_q , oppure un'eccessiva ampiezza delle labbra duttili laterali. Viceversa, l'esame a posteriori ha confermato che uno spessore sensibilmente minore non sarebbe stato sufficiente per alcune provette ritratte, in accordo con i risultati osservati nei campioni A\QT ed A\NT (non validi per insufficiente spessore).

Complessivamente, quasi tutte le misure sono risultate valide (secondo le norme E1820⁸⁴ ed E399⁸³), ad eccezione delle già citate provette A\O, A\QT ed A\NT, nonché delle provette C\B7 (usata per definire la procedura di precrickatura), C\B3, C\A2 e C\A5. I risultati ottenuti e le eventuali cause di non validità sono raccolti in appendice 7.3 a pagina 121, insieme ai risultati delle ulteriori misure svolte da ricercatori del Politecnico di Milano¹²⁵.

Nel caso della provetta A\O1, la parte finale e più importante della curva forza-spostamento non è stata correttamente acquisita, a causa del raggiungimento del fondoscala di uno strumento; nonostante ciò, la parte correttamente acquisita della curva consente di individuare l'istante della frattura e di concludere che il valore di tenacità a frattura K_{Ic} è certamente compreso tra 71 ed $85 \text{ MPa}\sqrt{\text{m}}$ e che la misura sarebbe stata molto probabilmente valida rispetto ai vincoli posti dalle norme citate. Il valore $76 \text{ MPa}\sqrt{\text{m}}$, impiegato nel seguito, è stato considerato come la stima più probabile¹.

La provetta C\A2 è stata scaricata al raggiungimento della massima forza dell'attrezzatura inizialmente impiegata, e poi rotta con un'altra attrezzatura. Pertanto, è certo che la sua tenacità a frattura è superiore a $95 \text{ MPa}\sqrt{\text{m}}$, valore corrispondente al massimo carico applicato con la prima attrezzatura, mentre è probabile che il valore poi misurato con la seconda attrezzatura ($113,6 \text{ MPa}\sqrt{\text{m}}$) sia sopravvalutato.

3.3.4. Risultati

Microstrutture originarie

Nel caso del blumo A sono state eseguite soltanto due misure sulla microstruttura originaria, nelle quali le provette A\O ed A\O1, rappresentative delle profondità 117 e 272 mm, hanno reso tenacità a frattura rispettivamente pari a 50 e $76 \text{ MPa}\sqrt{\text{m}}$. Poiché, inoltre, le due misure sono state eseguite con orientamenti diversi (TS e TL rispettivamente) e poiché una di esse ha presentato particolari difficoltà e l'altra è risultata non valida (capitolo precedente ed appendice 7.3 a pagina 121), si ritiene che queste due misure siano insufficienti per caratterizzare il blumo di provenienza.

Nonostante ciò, è degno di nota il fatto che entrambe le misure siano maggiori, ed una (A\O1) certamente molto maggiore, di tutte le misure eseguite sulla microstruttura originaria del blumo C.

Infatti, la tenacità a frattura del blumo C (misurata con orientamento LT) è prossima a $40 \text{ MPa}\sqrt{\text{m}}$ in quasi tutta la sezione, dunque molto ridotta rispetto ai valori tipici di un acciaio per bonifica, temprato e rinvenuto a temperatura elevata. Al crescere della profondità (Fig. 18), si osserva un incremento da circa $35 \text{ MPa}\sqrt{\text{m}}$ (superficie) a circa $45 \text{ MPa}\sqrt{\text{m}}$ circa, piccolo in assoluto, ma percentualmente importante (dell'ordine del 25%). Le due misure non valide non si discostano molto dall'andamento delle misure adiacenti.

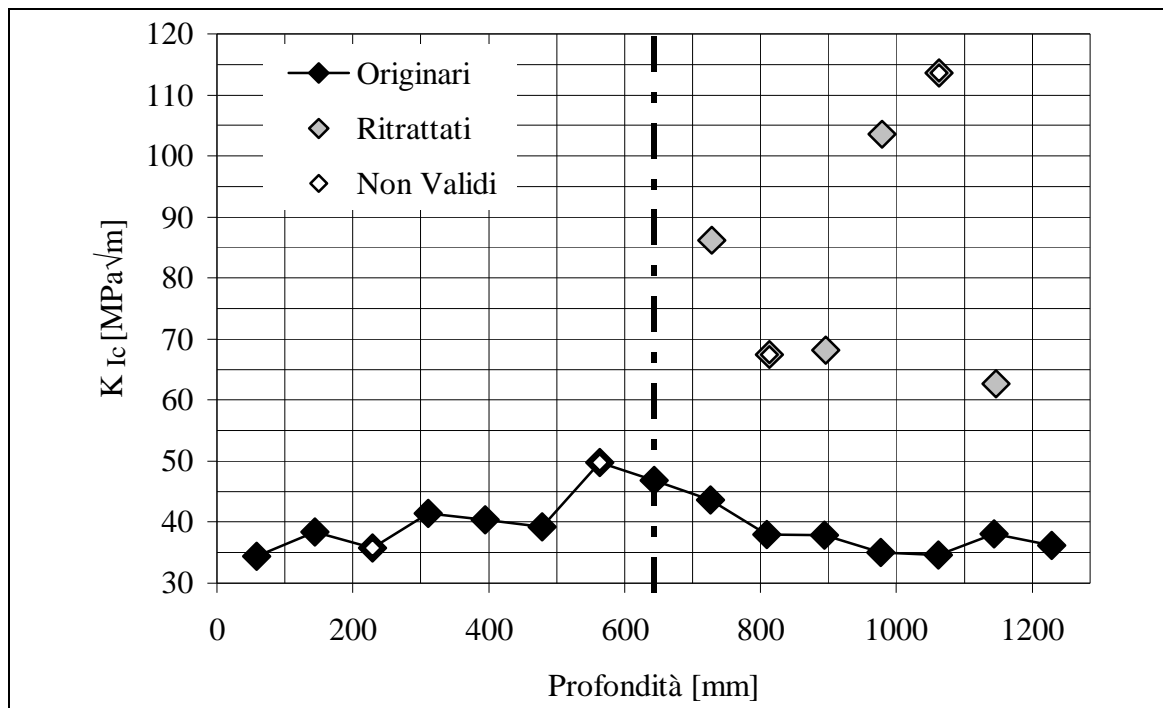


Fig. 18 – Misure di tenacità a frattura su provette provenienti dal blumo C, tali quali ricevute oppure ritrattate, in funzione della profondità unilaterale originaria. Le misure su campioni originari a profondità (unilaterale) superiore a 600 mm sono state eseguite da ricercatori del Politecnico di Milano¹²⁵.

Campioni ritrattati

Le provette sottoposte al ritrattamento termico hanno presentato, in generale, una tenacità a frattura considerevolmente più elevata, rispetto a quella misurata sulla microstruttura originaria dei blumi.

Nel caso dei campioni A\QT ed A\NT, questo fatto ha comportato che le misure medesime risultassero non valide, a causa dell'insufficiente spessore delle provette impiegate (25 mm). I valori non qualificati K_q ottenuti in queste due misure, ovvero 119 e 123 MPa√m, sono alquanto superiori a quelli ottenuti dalle provette ritrattate provenienti dal blumo C (Fig. 18), forse a causa del minor contenuto di carbonio del blumo A, ma più probabilmente proprio a causa dell'insufficiente spessore.

La tenacità a frattura delle provette ritrattate è stata pari, in media, ad 84 MPa√m, valore pressoché doppio rispetto alla tenacità a frattura del blumo C, dal quale sono state ricavate. Le medesime provette hanno presentato un'ampia dispersione di valori, da un minimo di 63 ad un massimo di 86 MPa√m, all'interno della quale è difficile riconoscere una tendenza in relazione alla profondità originaria dei campioni. I risultati ottenuti nei singoli campioni, tuttavia, possono essere in parte spiegati con l'analisi frattografia (sviluppata nel capitolo seguente).

3.4. *Analisi chimiche*

Le composizioni dei tre blumi esaminati rispettano i limiti indicati nella norma vigente⁷⁹ per l'acciaio 1.2738 (Tab. 5).

	C	Cr	Mn	Ni	Mo	Si	S	P
Norma 1.2738 - 40CrMnNiMo8-6-4	0,35	1,8	1,3	0,9	0,15	0,2	<0,03	<0,03
	0,45	2,1	1,6	1,2	0,25	0,4		
Blumo A	0,36	2,0	1,5	1,1	0,25	0,25	0,001	0,008
Blumo B	0,39	2,1	1,5	1,0	0,20	0,23	0,010	0,011
Blumo C	0,42	2,0	1,5	1,1	0,21	0,37	0,002	0,006

Tab. 5 – Analisi chimica dei blumi esaminati e limiti di composizione dell'acciaio 1.2738. Percentuali in massa. Analisi di colata dichiarate dalle acciaierie per i blumi A¹⁴⁴ e C¹⁴², media di analisi a diverse profondità (Fig. 19) per il blumo B.

La composizione elementare dei blumi, inoltre, è stata misurata in funzione della profondità, mediante un quantometro, utilizzando campioni appartenenti alle serie B\(\text{n}\) e C\(\text{n}\). I risultati delle misure sono tabulati in appendice 7.2. Due serie di misure del blumo B ed una serie di misure del blumo C sono state eseguite in occasioni diverse, con il medesimo quantometro.

Quasi tutti i leganti mostrano frazioni in massa lievemente maggiori a cuore (Fig. 19). Queste differenze sono generalmente maggiori nel blumo B, rispetto al blumo C. In particolare, la percentuale in massa di carbonio aumenta, da superficie a cuore, da 0,37 a 0,44 circa nel blumo B, e soltanto da 0,44 a 0,46 circa nel blumo C. Analogamente, il blumo B presenta un gradiente lieve ma sensibile nelle concentrazioni di cromo (da 2,1 a 2,25) e di manganese (da 1,5 ad 1,6).

Su ciascun blumo, inoltre, un'ulteriore serie di misure è stata eseguita, con un altro quantometro, da ricercatori del Politecnico di Milano^{125,127}. Queste ultime misure, sebbene meno numerose, confermano i risultati già esposti.

Tale incremento delle frazioni di elementi leganti a cuore può essere attribuito al processo di solidificazione del lingotto, durante il quale la fase solida inizia a formarsi a partire dalle superfici esterne (raffreddate) e, inizialmente, in virtù dei diagrammi di stato, presenta un contenuto di elementi di lega inferiore a quello medio del liquido, comportando un progressivo incremento del contenuto dei medesimi elementi nella fase liquida, e di conseguenza nel cuore del lingotto, che solidifica per ultimo.

Il fatto che la successiva forgiatura non abbia del tutto eliminato i gradienti di concentrazione dovuti alla colata in lingotto è una prova della sua limitata efficacia.

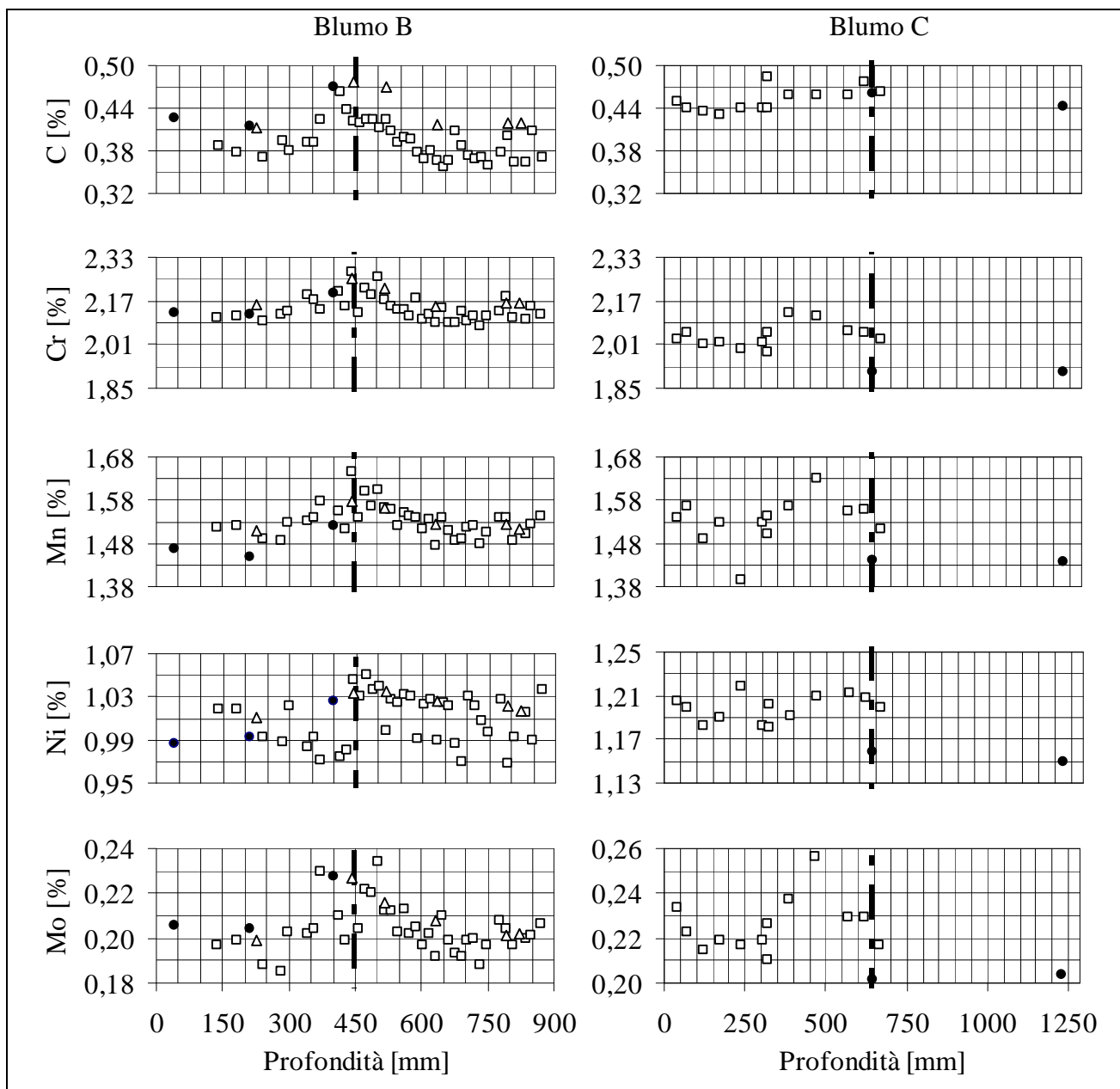


Fig. 19 - Composizione chimica (misurata mediante spettrofotometria) a diverse profondità nei blumi B e C. Percentuali in massa rilevate nel corso di diverse serie di misure (cerchi, triangoli, quadrati) eseguite su campioni delle serie B(n) e C(n), prelevati alle profondità unilaterali indicate. La linea a tratto e punto indica la mezzeria del blumo. Alcune misure sono state eseguite da ricercatori del Politecnico di Milano (cerchi neri)^{125,127}.

3.5. *Microstrutture*

Le microstrutture dei tre blumi sono state esaminate in funzione della profondità. Nei blumi B e C, tale esame è stato esteso da superficie a cuore, mentre nel blumo A è stato limitato alla profondità di 400 mm circa. Sono state esaminate, inoltre, le microstrutture dei campioni sottoposti ai trattamenti termici.

L'esame metallografico è stato svolto su campioni puliti, mediante carte e sospensioni abrasive di granulometria decrescente fino a 0,25 μm , ed attaccati con Nital⁸⁶ (altri reagenti sono stati impiegati per l'analisi dei precedenti grani austenitici).

Le immagini pubblicate sono state acquisite in modo digitale mediante un microscopio ottico (salvo l'uso di microscopi elettronici dove espressamente indicato) e, in alcuni casi, sottoposte a compressione inesatta (usualmente di tipo JPG), a ritaglio e ad elaborazione mediante la regolazione della luminosità e del contrasto, oppure mediante procedure di equalizzazione.

3.5.1. Precedenti grani austenitici

È noto che la dimensione dei precedenti grani austenitici (PGA) influisce sulle successive proprietà degli acciai temprati e rinvenuti, in particolare sulla loro profondità di tempra e sulla finezza della loro microstruttura finale; pertanto, nei tre blumi, utilizzando diversi metodi, sono stati esaminati i PGA osservabili nella condizione di trattamento termico originaria.

Le procedure di preparazione metallografica sono state scelte in considerazione della necessità di esaminare i campioni dopo il trattamento termico effettuato dalle acciaierie fornitrici e di evitare ulteriori trattamenti termici di austenitizzazione, i quali avrebbero condotto ad esaminare i PGA più recenti, anziché quelli originari. Pertanto, sono stati esclusi il metodo di ossidazione dei bordi di grano ed il metodo McQuaid-Ehn, ed altri simili metodi, i quali avrebbero comportato la ri-austenitizzazione dei campioni^{57,86}, ed anche l'uso del reagente di Vilella, il quale avrebbe dovuto esser preceduto da un rinvenimento a temperature comprese tra 316 e 482°C⁸⁶, dunque minori delle temperature di rinvenimento usuali dei blumi di acciaio 1.2738. Sono stati, invece, impiegati attacchi metallografici a temperatura ambiente. In particolare, in un caso (blumo A) la dimensione del grano austenitico è stata stimata mediante l'osservazione della microstruttura evidenziata da un attacco metallografico ordinario, mentre negli altri casi sono state impiegate varianti dell'attacco di Bechet e Beaujard⁵⁸.

Blumo A

Nel blumo A è stata valutata la dimensione media dei PGA mediante un esame svolto su una provetta ricavata dal campione A\O, su di un piano ST, alla profondità media di 217 mm. La provetta presentava una microstruttura mista costituita da martensite e da bainite rinvenute, isotropa nel piano esaminato. L'esame dei PGA è stato svolto sulla superficie attaccata con Nital⁸⁶ ed i bordi dei PGA sono stati identificati in modo approssimativo come confini tra regioni costituite da martensite rinvenuta (oppure bainite rinvenuta) diversamente orientata, oppure tra regioni caratterizzate da un attacco più o meno profondo, attribuito ad un diverso orientamento cristallografico, a sua volta determinato dall'orientamento della austenite originaria. Per stimare la dimensione dei PGA è stata usata la procedura delle intercette⁸⁷ ed, in particolare, sono state contate le intersezioni dei bordi dei PGA con singole circonferenze, oppure con coppie di circonferenze concentriche, sovrapposte a micrografie digitali acquisite con una risoluzione di 2,53 oppure 2 $\mu\text{m}/\text{pixel}$ (Tab. 6 e Fig. 20).

Campo di vista	Risoluzione	Circonferenze		Intersezioni	Intercetta media
		Diametri	Estensione		
n.	$\mu\text{m}/\text{px}$	px	μm	-	μm
2	2,53	400	3179	27	118
3	2,53	400	3179	21	151
4	2	500 e 250	4712	45	105
5	2	500 e 250	4712	46	102
6	2	500 e 250	4712	38	124
Tutti	-	-	20496	177	116
Deviazione standard					20

Tab. 6 - Campione A\O, profondità (media) 217 mm, piano ST. Stima della dimensione dei precedenti grani austenitici con la procedura delle intercette⁸⁷. Risultati.

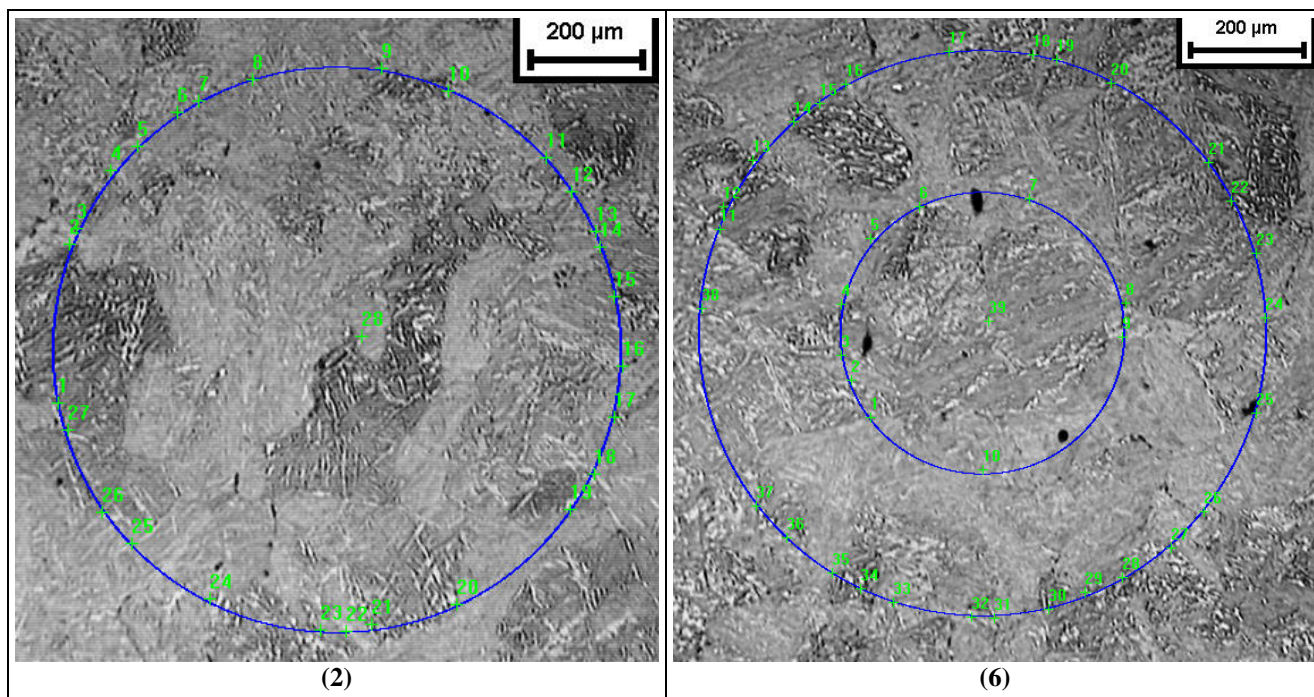


Fig. 20 - Campione A\O, profondità (media) 217 mm, piano ST. Stima della dimensione dei precedenti grani austenitici con la procedura delle intercette⁸⁷. Esempi: campi di vista n. 2 e n. 6.

In totale, sono state contate 177 intersezioni su linee di riferimento estese per 20,5 mm, ed è stata perciò determinata una intercetta media di 116 μm , corrispondente ad una dimensione 3 nella scala ASTM⁸⁷. La deviazione standard dei cinque campi di vista esaminati è stata 20 μm .

Blumo B

Nel caso del blumo B, è stato impiegata una variante del metodo di Bechet e Beaujard⁵⁸. Tale metodo non richiede trattamenti termici preliminari e consiste in un attacco metallografico, realizzato mediante una soluzione acquosa satura di acido picrico e contenente un tensioattivo. Sebbene il metodo originale prevedesse l'uso, come tensioattivo, di una miscela a base di sodio alchilsolfonato (nota con il nome commerciale di Teepol)⁵⁸, successivi studi hanno dimostrato che il medesimo metodo può essere applicato anche con l'uso di altri tensioattivi di proprietà simili, in particolare il sodio tridecilbenzensolfonato^{57,59,86}. Nel presente caso, per ragioni di disponibilità, è stato invece impiegato il sodio dodecilbenzensolfonato.

Pertanto, gli attacchi metallografici sono stati eseguiti mediante una soluzione acquosa satura di acido picrico e contenente circa 0,85 g/l di sodio dodecilbenzensolfonato, a temperatura ambiente, per tempi compresi tra 90 e 360 s. La concentrazione del tensioattivo è stata scelta per tentativi ed è risultata, sorprendentemente, molto inferiore alla concentrazione di sodio tridecilbenzensolfonato normalmente consigliata⁸⁶ (dell'ordine di 10 g/l). Concentrazioni soltanto poco maggiori (1,15 g/l) o minori (0,75 g/l) del tensioattivo non hanno dato risultati utili. Il reagente è stato utilizzato entro poche ore dalla sua preparazione.

I campioni sono stati preparati mediante cicli ripetuti di attacco metallografico e di pulitura parziale (Fig. 21), allo scopo di rimuovere, nel corso di ciascuna pulitura, uno strato di spessore intermedio tra la profondità dell'attacco presso i bordi dei PGA (maggiore) e presso le altre caratteristiche strutturali (minore). Le ripuliture parziali sono state eseguite su un panno con una sospensione abrasiva di granulometria nominale 0,25 μm . Sono stati eseguiti da 3 a 5 cicli di attacco e ripulitura parziale ed i risultati sono stati periodicamente verificati al microscopio ottico.

Sono state esaminate, su piani ST, due provette ricavate dai campioni B\1 e B\7, alle profondità medie di 26 mm e di 111 mm, rispettivamente. Queste posizioni sono state scelte in quanto presentano una microstruttura costituita in parte significativa da martensite rinvenuta (insieme a bainite rinvenuta, Fig.

21a)*, dunque presumibilmente adatta per l'applicazione del metodo di Bechet e Beaujard, metodo che è stato originariamente sviluppato, e viene ordinariamente applicato, a microstrutture derivanti da tempra e rinvenimento.

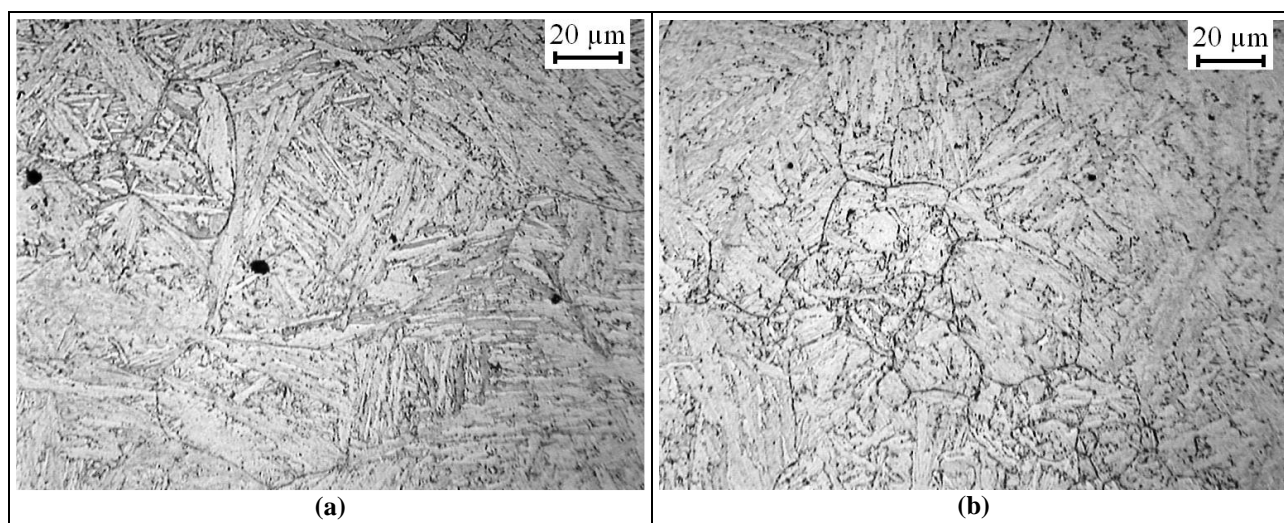


Fig. 21 - Campione B\1, profondità 26 mm, piano ST. Attacco di Bechet e Beaujard⁵⁸ con minore (a) e maggiore (b) numero di cicli di attacco e ripulitura parziale. Evidenziazione progressiva dei bordi dei precedenti grani austenitici rispetto alle altre caratteristiche microstrutturali.

Sebbene l'attacco non sia avvenuto in modo esclusivo ai bordi dei PGA, bensì abbia interessato, con una minor profondità, anche i bordi delle strutture bainitiche o martensitiche rinvenute, nella maggior parte dei casi è possibile distinguere i primi dai secondi (Fig. 21b).

La microstruttura, ed in particolare i PGA, dei due campioni esaminati sono molto simili.

È stata osservata una distribuzione bimodale e disomogenea della dimensione dei PGA, caratterizzata dal fatto che regioni adiacenti sono costituite in modo quasi esclusivo da PGA grandi oppure da PGA piccoli (Fig. 22a, lato destro e lato sinistro). La dimensione tipica dei PGA grandi è superiore a 50 µm (Fig. 22a, lato destro), ed arriva in alcuni casi fino a 150 µm (Fig. 22b), mentre i PGA piccoli sono in genere inferiori a 10 µm (Fig. 22c).

La distinzione tra i bordi dei PGA e quelli delle strutture bainitiche o martensitiche rinvenute è più netta nelle regioni a grandi PGA che in quelle a piccoli PGA.

La dimensione dei PGA non è stata misurata con il metodo delle intercette, in primo luogo a causa della disomogeneità, ma anche perché, nelle zone a PGA piccoli, l'identificazione dei bordi dei PGA stessi è talvolta incerta, mentre nelle zone a PGA grandi la medesima identificazione, pur sempre possibile, tuttavia talvolta richiede un esame ad ingrandimento maggiore rispetto a quello che consente di osservare contemporaneamente un numero di grani statisticamente significativo.

La presenza delle regioni a piccoli PGA a fianco di quelle a grandi PGA può essere spiegata con un fenomeno di ingrossamento del grano austenitico in corso ed interrotto dalla tempra. In alcuni punti, infatti, si osservano regioni di piccoli PGA presso il bordo tra due PGA molto più grandi.

* Le medesime microstrutture sono evidenziate con un attacco convenzionale, e più ampiamente commentate, in Fig. 28a,b a pagina 51 ed in Fig. 30 a pagina 52.

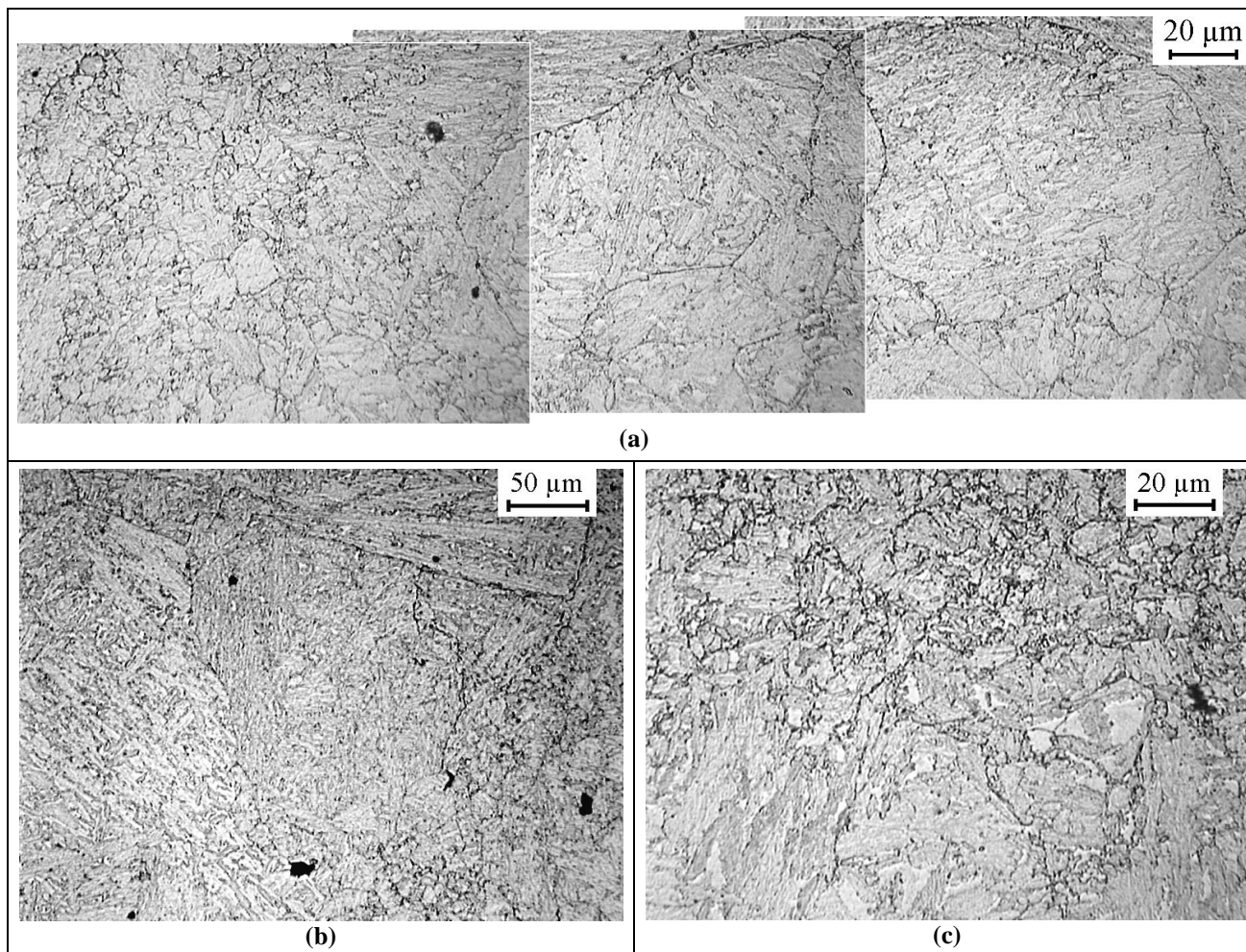


Fig. 22 - Campione B\7, profondità 111 mm, piano ST. Attacco di Bechet e Beaujard⁵⁸. Distribuzione disomogenea della dimensione dei precedenti grani austenitici, con regioni adiacenti costituite da PGA grandi o piccoli (a). La dimensione tipica dei PGA grandi è superiore a 50 µm (Fig. 15a, lato destro) ed arriva in alcuni casi fino a 150 µm (Fig. 15b), mentre i PGA piccoli sono in genere inferiori a 10 µm (Fig. 15c);

Blumo C

I PGA del blumo C sono stati esaminati da ricercatori del Politecnico di Milano¹²⁵, mediante una diversa variante del metodo di Bechet Beaujard, in due posizioni rappresentative della superficie e del cuore, su provette metallografiche ricavate dai frammenti delle provette di meccanica della frattura C\B8 (Fig. 23a) e C\B15 (Fig. 23a), rispettivamente. Sono stati osservati PGA di dimensione omogenea e prossima a 10 µm.

Confronto e discussione

Il confronto dei PGA dei tre blumi, in posizioni di limitata profondità, consente di evidenziare sensibili differenze, che si ritiene derivino da differenze nella temperatura e nei tempi di austenitizzazione. Il blumo A presenta PGA di dimensione maggiore (circa 115 µm) rispetto a quelli osservati nel blumo C (circa 10 µm), mentre il blumo B presenta una microstruttura in cui coesistono regioni con PGA di dimensione analoga a quella osservata nel blumo A e nel blumo C, rispettivamente. Quest'ultima situazione potrebbe derivare da un processo di crescita del grano in corso ed interrotto dalla tempra.

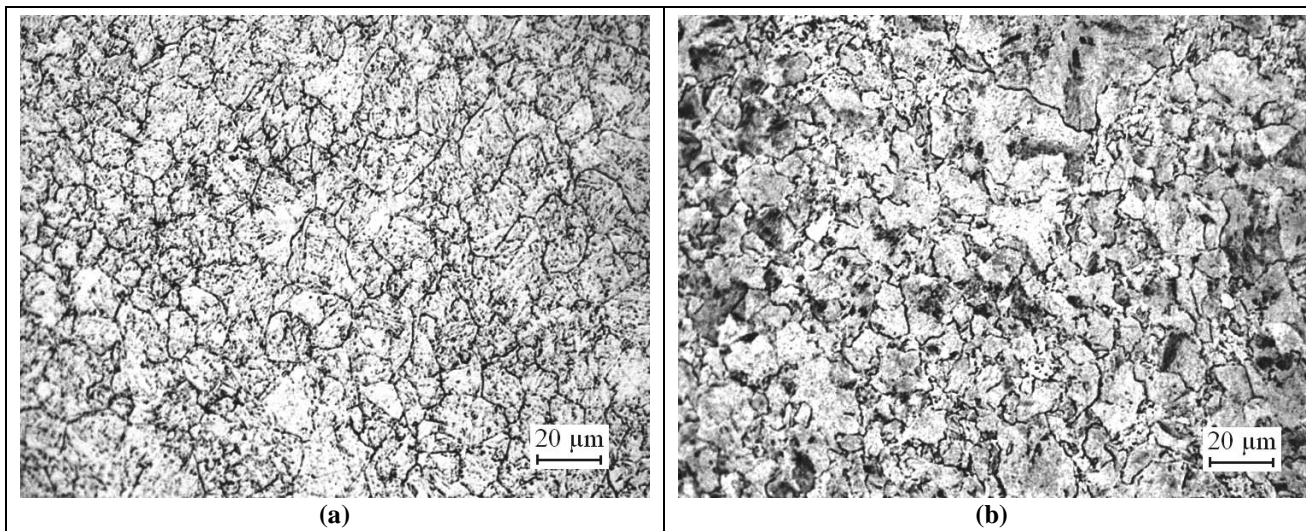


Fig. 23 – Precedenti grani austenitici (PGA), di dimensione circa 10 µm, vicino alla superficie (a) ed al cuore (b) del blumo C (Frammenti delle provette C\B15 e C\B8, rispettivamente). Attacco Bechet-Beaujard. Osservazioni eseguite da ricercatori del Politecnico di Milano^{125,5}.

3.5.2. Microstrutture originarie

Blumo A

I campioni ricavati dal blumo A, nel loro insieme, provengono da punti a profondità crescenti e comprese tra 25 e 400 mm circa, e la cui distanza dalla superficie temprata, in direzione S, è compresa tra 380 e 420 mm. Non sono, invece, disponibili campioni provenienti dal cuore del blumo, situato alla profondità di 570 mm in direzione T e distante 500 mm dalla superficie temprata in direzione S. Pertanto, l'analisi metallografica seguente non è rappresentativa dell'intero blumo, ma soltanto di profondità inferiori a 400 mm circa ed è, invece, soprattutto rivolta ad accertare la microstruttura delle provette utilizzate per la misura delle proprietà meccaniche.

L'analisi metallografica è stata eseguita sui campioni A\O, di profondità compresa tra 25 e 225 mm, ed A\O1, di profondità compresa tra 140 e 395 mm, provenienti da lati opposti.

Il campione A\O è stato esaminato in tre punti, alle profondità di 31, 129 e 207 mm (Fig. 24) ed è stata osservata una microstruttura costituita da martensite e bainite rinvenute, con una frazione di bainite rinvenuta crescente con la profondità. Una minima frazione di un ulteriore costituente non risolto, probabilmente perlite finissima, è stata osservata alla profondità più elevata ed in prossimità dei bordi dei precedenti grani austenitici.

L'osservazione mediante il microscopio elettronico della profondità 217 mm (Fig. 25), effettuata da ricercatori dell'Università di Genova¹²⁶, ha consentito di risolvere i due costituenti, interpretati come bainite e martensite rinvenuta (essendo quest'ultima il costituente di morfologia più fine ed omogenea).*

* Nelle immagini ottenute in microscopia elettronica la luminosità è invertita rispetto a quelle ottenute in microscopia ottica.

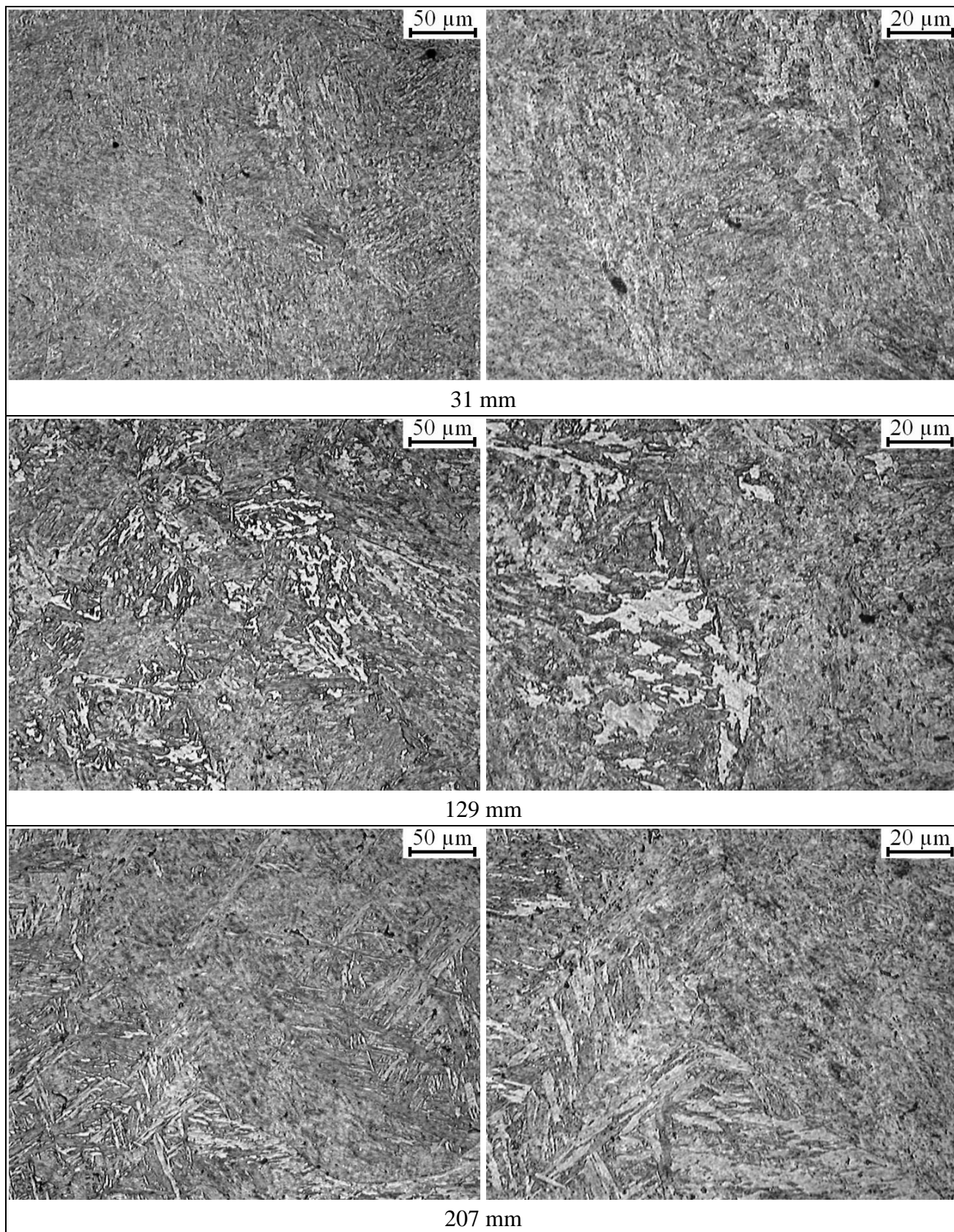


Fig. 24 - Blumo A, campione A\O, microstruttura alle profondità di 31, 129 e 207 mm, piani L(ST)*, SL, S(LT). Martensite e bainite rinvenute, la seconda in frazione crescente con la profondità. Ingrandimento crescente dall'alto in basso.

* Il piano non ortogonale L(ST) contiene una retta in direzione L ed una in direzione intermedia tra S e T.

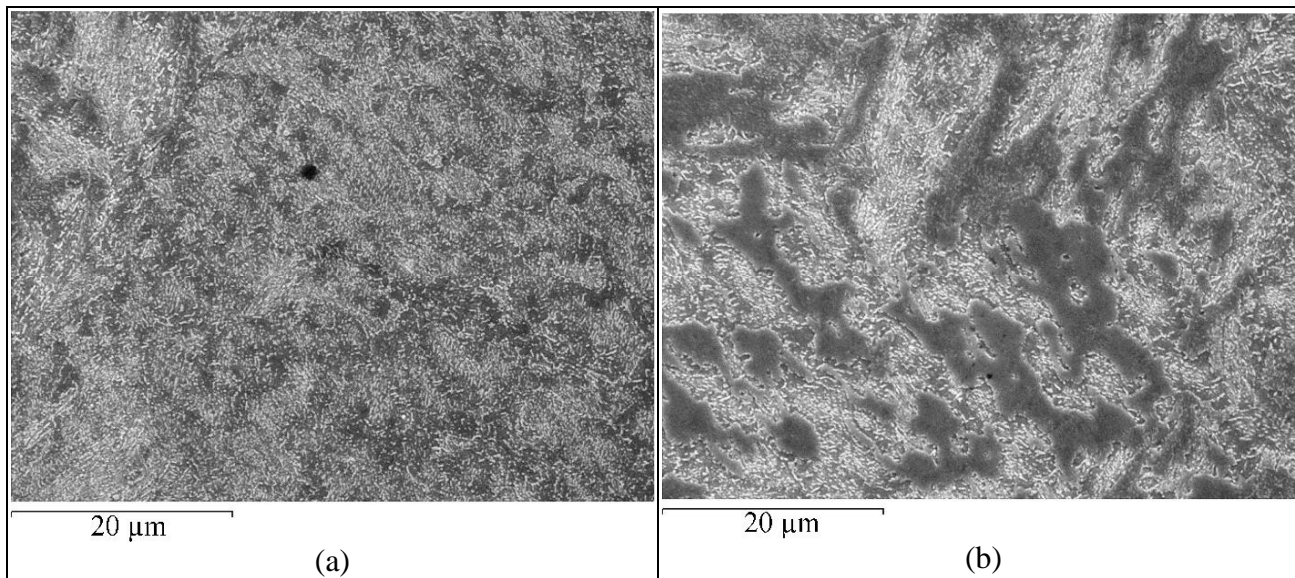


Fig. 25 - Blumo A, campione A\O, profondità 217 mm, piano LT. Microscopia elettronica. Martensite (a) e bainite (b) rinvenute.¹²⁶

Il campione A\O1 è stato esaminato in modo dettagliato alle profondità di 142, 280 e 393 mm, su piani SL, ed è stata osservata una considerevole variazione della microstruttura con la profondità. L'estremo più prossimo alla superficie (profondità 149 mm) ha presentato una microstruttura simile a quella osservata alle stesse profondità nel campione A\O (Fig. 27a), tuttavia, a profondità maggiori, è stata osservata una microstruttura costituita anche da perlite formatasi al bordo dei PGA (Fig. 27b,c,d).

Ulteriori osservazioni, eseguite in 8 posizioni circa equispaziate tra le profondità 142 e 280 mm*, indicano che la perlite appare inizialmente in punti isolati alla profondità 197 mm e, successivamente, costituisce un reticolo pressoché continuo, presso i precedenti bordi di grano austenitici, a partire dalla profondità 212 mm. A profondità maggiore, la bainite rinvenuta prevale sulla martensite rinvenuta e la frazione di perlite verosimilmente aumenta (Fig. 27e); purtroppo la disomogeneità della microstruttura rende difficile una stima precisa delle frazioni dei costituenti†. L'osservazione mediante il microscopio elettronico della profondità 393 mm (Fig. 26), effettuata da ricercatori dell'Università di Genova¹²⁶, ha consentito, in particolare, di risolvere la perlite (Fig. 26b) e di verificare l'assenza di ferrite libera (cioè non contenuta nella perlite) nel costituente formatosi presso i precedenti bordi di grano austenitici.

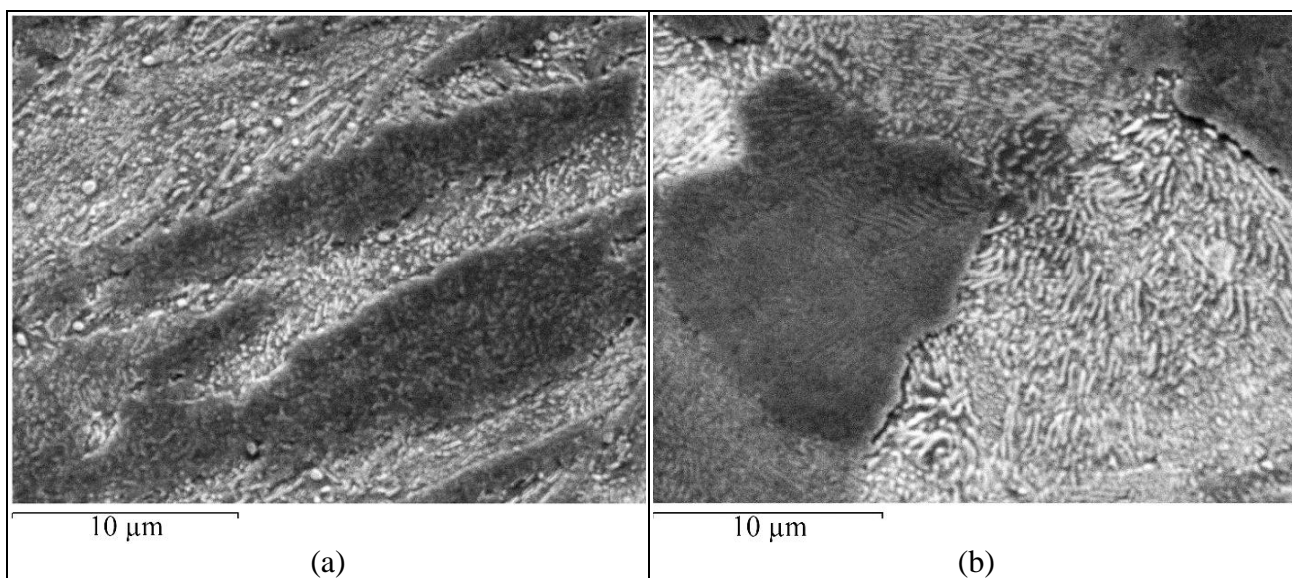


Fig. 26 - Blumo A, campione A\O1, profondità 393 mm, piano SL. Microscopia elettronica. Bainite rinvenuta (a) e perlite (b).¹²⁶

* Alle seguenti profondità: 149, 163, 180, 197, 212, 230, 247 e 262 mm.

† Sono state eseguite ulteriori osservazioni alle profondità 286, 303, 321, 339, 357, 375 e 387 mm.

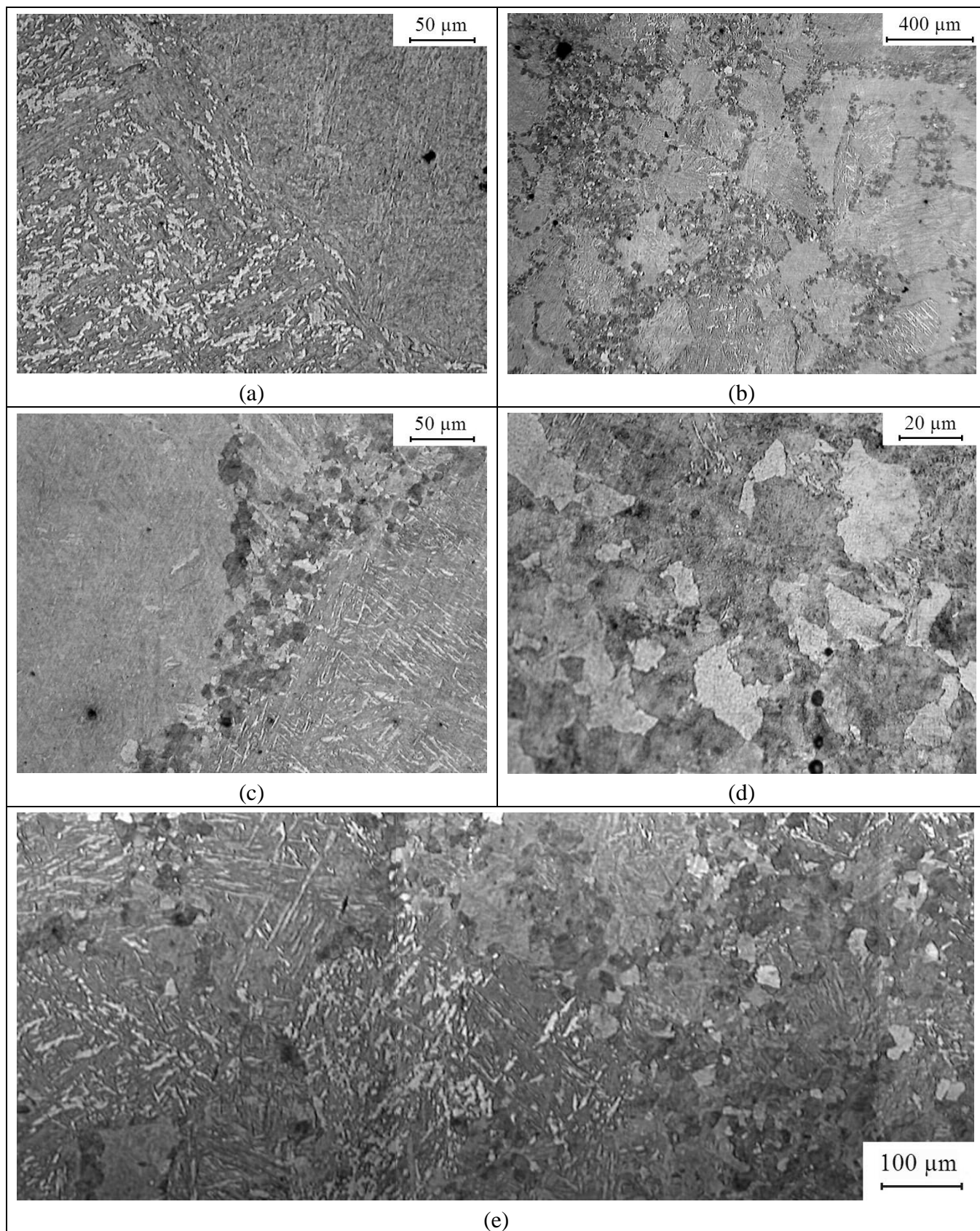


Fig. 27 - Blumo A, campione A\O1. Piani SL. Profondità 142 mm, martensite e bainite rinvenute (a). Profondità 280 mm, microstruttura mista costituita anche da perlite formata presso i precedenti bordi di grano austenitici: vista d'insieme (a) e dettagli di un tale bordo (c) e della perlite (d). Profondità 393 mm (e).

Blumo B

È stata esaminata, su piani ST, una serie di 16 provette metallografiche a profondità crescente, estesa da una superficie, al cuore ed alla superficie opposta del blumo B, ricavate dalla serie di campioni B\(\text{n}\).^{*} La distanza dei punti osservati dalla superficie temprata in direzione S si può stimare in 454 mm. Le microstrutture osservate sono sostanzialmente simmetriche rispetto al piano medio LS del blumo.

Metà dei campioni sono stati preparati ed esaminati da ricercatori dell'Università di Genova¹²⁶, che hanno realizzato la maggior parte delle immagini presentate nel seguito (eccettuata la Fig. 34); la descrizione e la discussione delle microstrutture osservate, tuttavia, derivano dall'insieme di tutte le osservazioni.

Sono state osservate differenze microstrutturali importanti, in funzione della profondità, evidenziate nelle Fig. 28 e Fig. 29.

Nei punti a minor profondità, la microstruttura è costituita pressoché completamente da martensite rinvenuta, con la presenza di bainite (rinvenuta) e forse di strutture derivanti dal rinvenimento di austenite residua dopo tempra³ (Fig. 28a,b e Fig. 30). A profondità crescente, la martensite rinvenuta viene sostituita, progressivamente, da bainite.

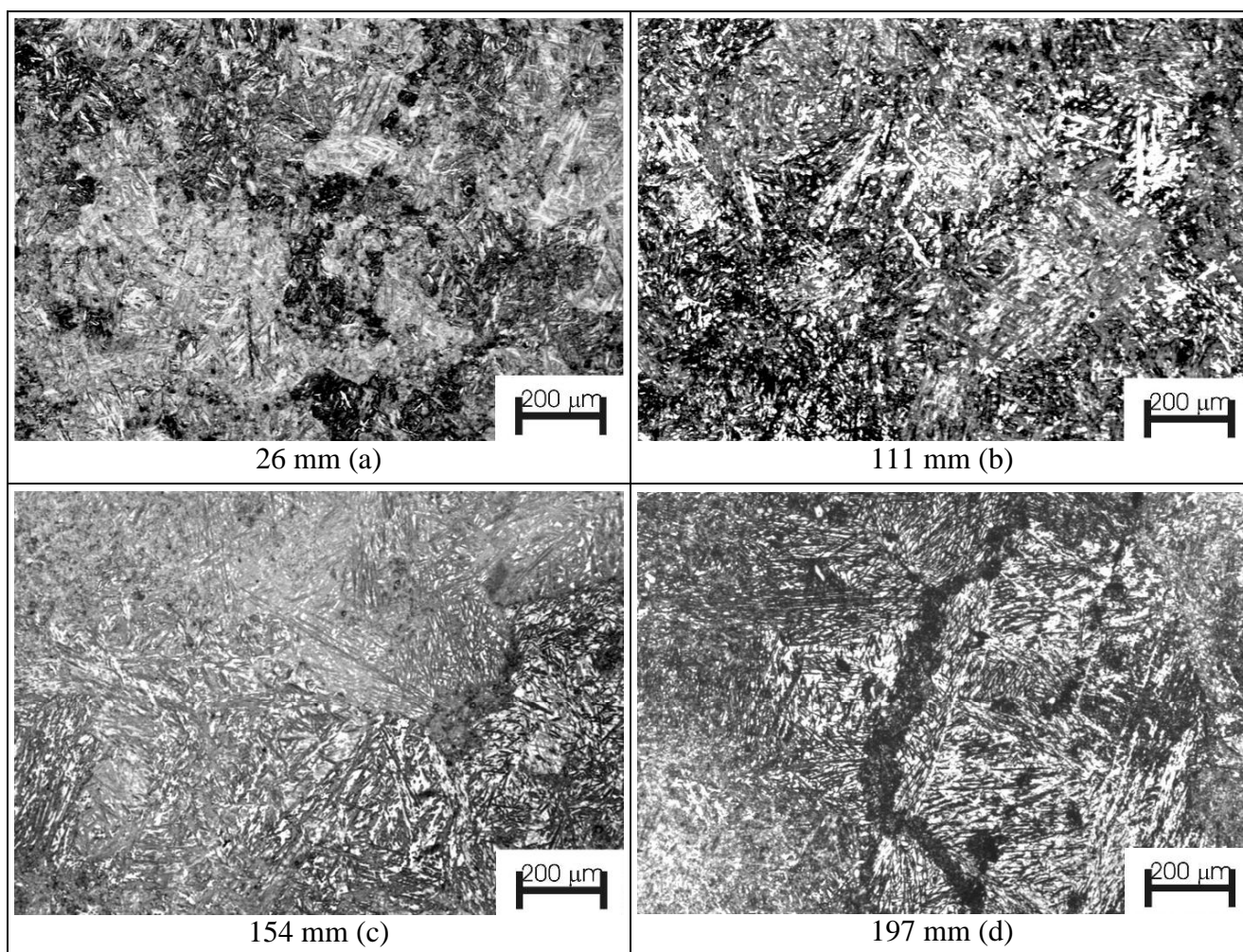


Fig. 28 - Blumo B, microstrutture a profondità crescenti. Piani ST. Microstruttura mista costituita da martensite e bainite rinvenute, a profondità 26 e 111 mm (a, b). Perlite presso e precedenti bordi di grano austenitici e conseguente segregazione composizionale, a profondità 154 e 197 mm (c,d). Campioni B\1 (a) , B\7 (b), B\11 (c) e B\14 (d).¹²⁶

^{*} Sono stati impiegati i campioni B\37, B\42, B\46, B\50, B\53, B\56, B\58 e B\61, nonché i campioni B\1, B\7, B\11, B\14, B\18, B\22, B\27 e B\32, questi ultimi esaminati da ricercatori dell'Università di Genova¹²⁶.

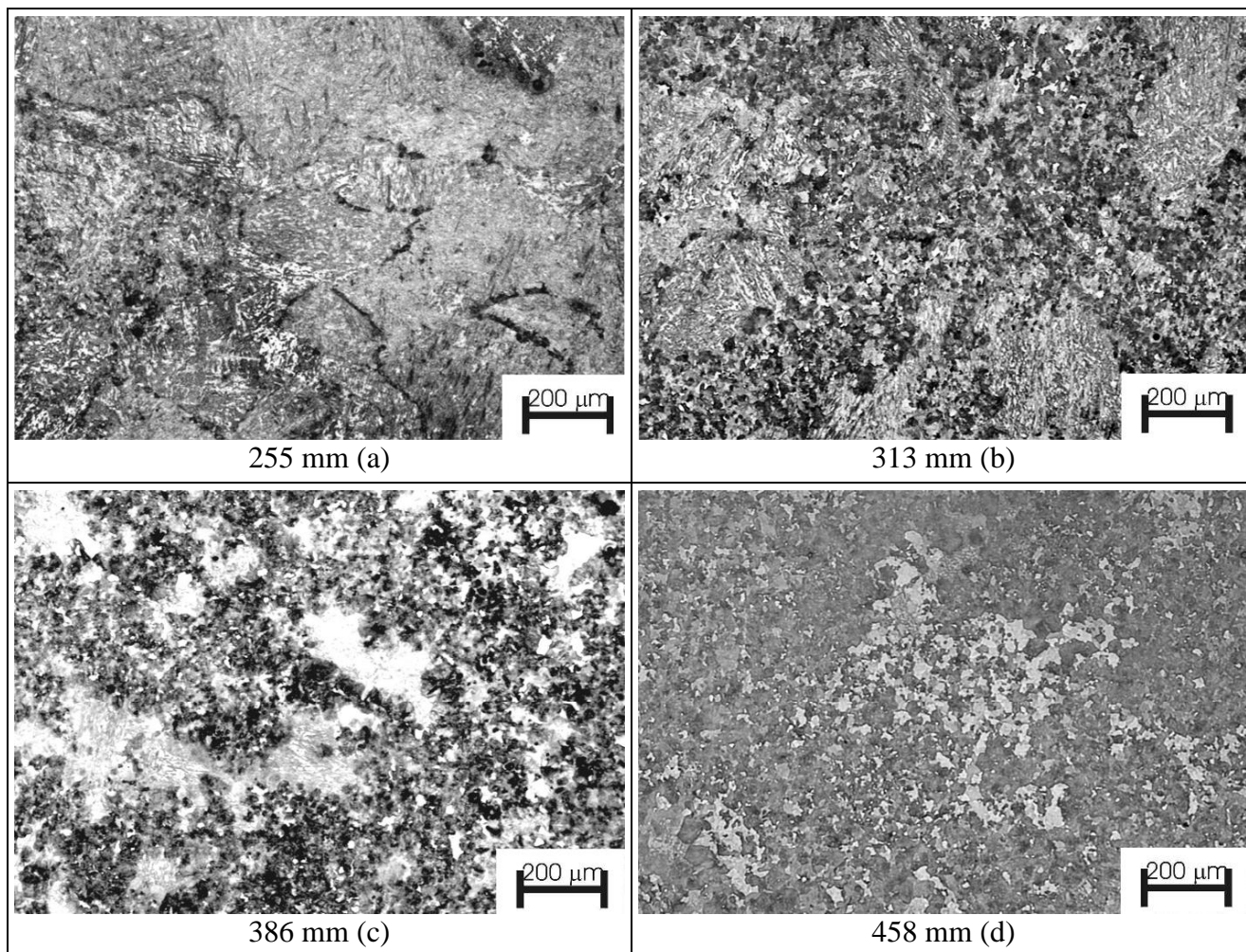


Fig. 29 - Blumo B, microstrutture a profondità crescenti. Piani ST. Microstruttura mista costituita da martensite e bainite rinvenute e da perlite fine localizzata presso i precedenti bordi di grano austenitici, a profondità 255 mm (a). Incremento graduale della frazione di perlite, a profondità 313, 386 e 442 mm (b,c,d). Campioni B\18 (a) , B\22 (b), B\27 (c) e B\32 (d).¹²⁶

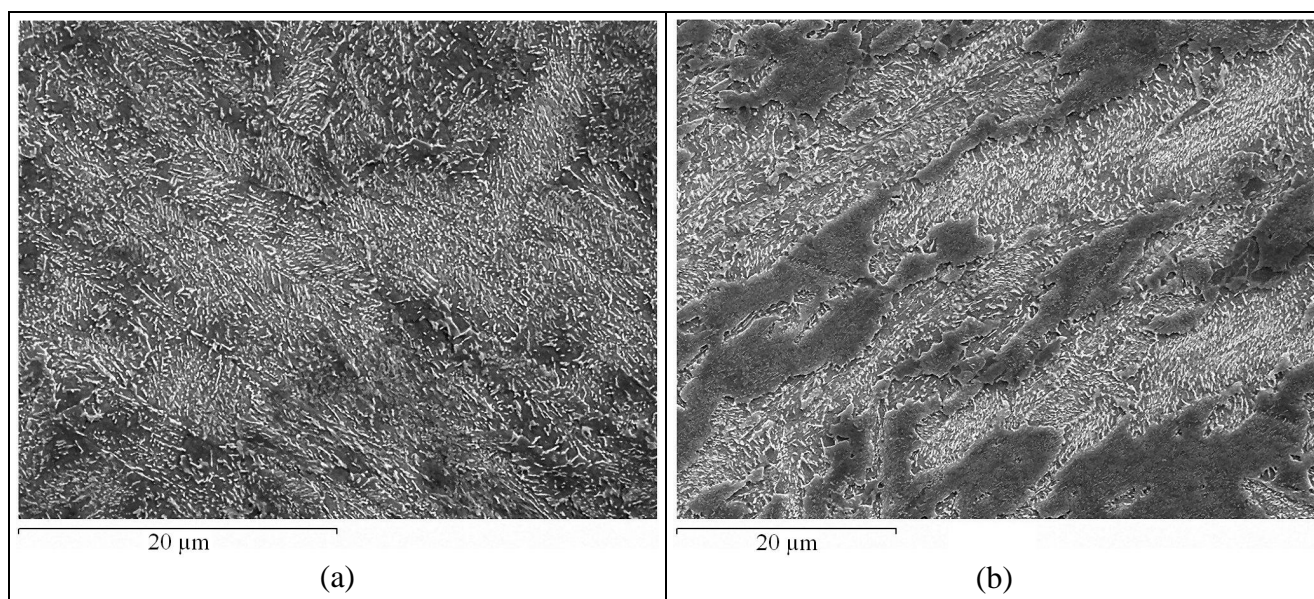


Fig. 30 - Blumo B, profondità 111 mm. Piano ST. Martensite rinvenuta (prevalente, a) e bainite rinvenuta (b). Microscopia elettronica. Campione B\7.¹²⁶

Alla profondità di 154 mm è stata osservata una microstruttura prevalentemente bainitica (Fig. 28c,d), ma con alcune rare zone scure non risolte, interpretate come perlite finissima (Fig. 31a), forse formate presso spigoli di precedenti grani austenitici, assenti alla precedente profondità esaminata (111 mm). A partire

dalla faccia opposta del blumo, la perlite finissima è stata osservata alla profondità di 181 mm, essendo invece ancora assente alla profondità di 137 mm. In tutti questi casi, la perlite finissima è contornata da regioni di morfologia aciculare, costituite da aciculi profondamente attaccati (scuri) in una matrice poco attaccata (chiara) punteggiata di piccoli carburi (Fig. 31a e dettaglio in Fig. 31b). Questa morfologia aciculare si verifica soltanto vicino alla perlite finissima e, al crescere della distanza dalla perlite medesima, si confonde gradualmente con la bainite, venendo meno la matrice chiara; pertanto, si presume che questa morfologia derivi da una ineguale ripartizione degli elementi di lega tra austenite e perlite avvenuta durante la trasformazione perlitica.

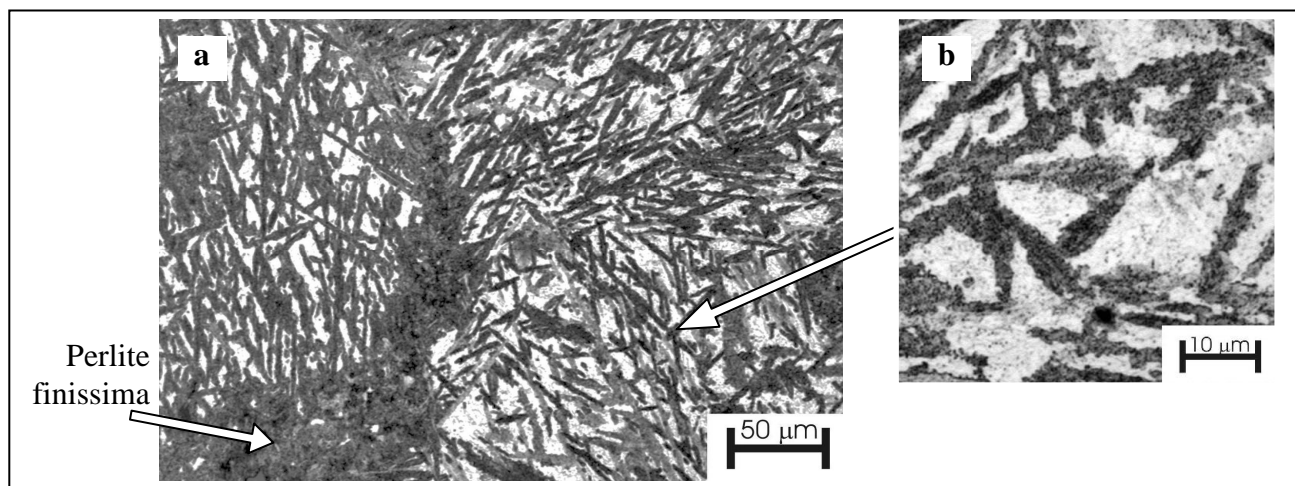


Fig. 31 - Blumo B, profondità 154 mm, piano ST. Dettagli di costituenti metallografici. Campione B\11.¹²⁶

A profondità maggiori e crescenti, la perlite fine costituisce un reticolo continuo a partire dai precedenti bordi di grano austenitici (Fig. 29b) e conseguentemente si riduce la frazione di bainite; la morfologia aciculare sopra menzionata (ed illustrata in Fig. 31b) si riscontra frequentemente. Progressivamente, a profondità superiori a 313 mm, la perlite diventa meno fine e diventa il costituente prevalente, eccettuate soltanto alcune isole (Fig. 29c e Fig. 32a). Queste isole (Fig. 32b) presentano una microstruttura bainitica, oppure più frequentemente la morfologia aciculare già osservata a profondità minori in concomitanza della perlite (Fig. 31b). La morfologia aciculare si differenzia soltanto nel fatto che, a profondità maggiore (Fig. 32b), gli aciculi sono proporzionalmente meno attaccati, rispetto al caso di Fig. 31b, probabilmente per la protezione elettrochimica offerta dalla perlite circostante; dunque, sia per la morfologia, sia per la concomitanza con la perlite, si ritiene che le microstrutture osservate nelle figure Fig. 31b e Fig. 32b derivino dalla stessa sequenza di trasformazione.

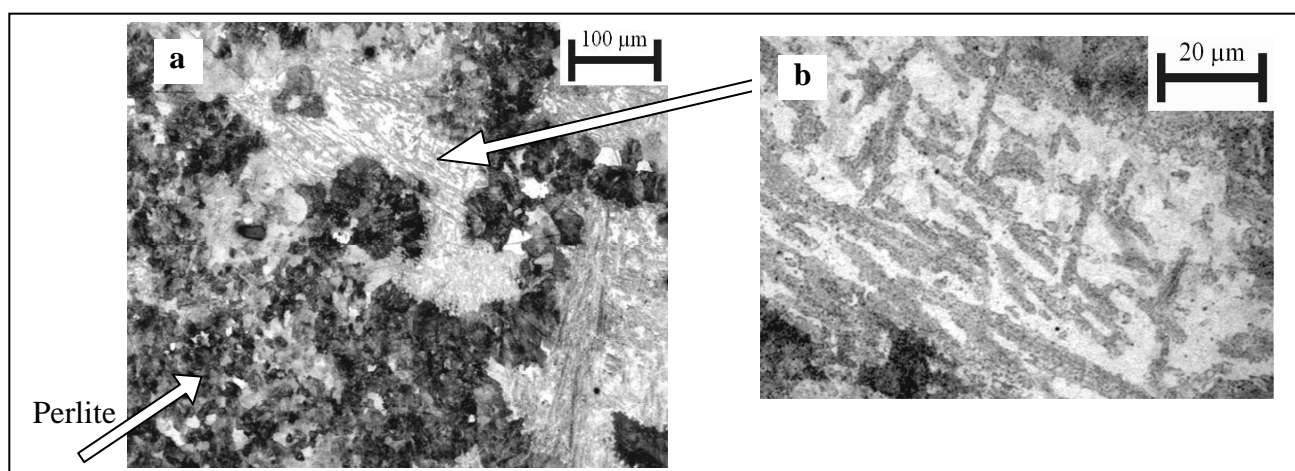


Fig. 32 - Blumo B, profondità 386 mm, piano ST. Dettagli di costituenti metallografici. Campione B\27.¹²⁶

Infine, a cuore del blumo la struttura è pressoché completamente perlitica (Fig. 29d), ad eccezione di isole simili a quelle precedentemente illustrate in Fig. 32a, ma meno frequenti. La perlite in esame è stata risolta soltanto ricorrendo al microscopio elettronico (Fig. 33).

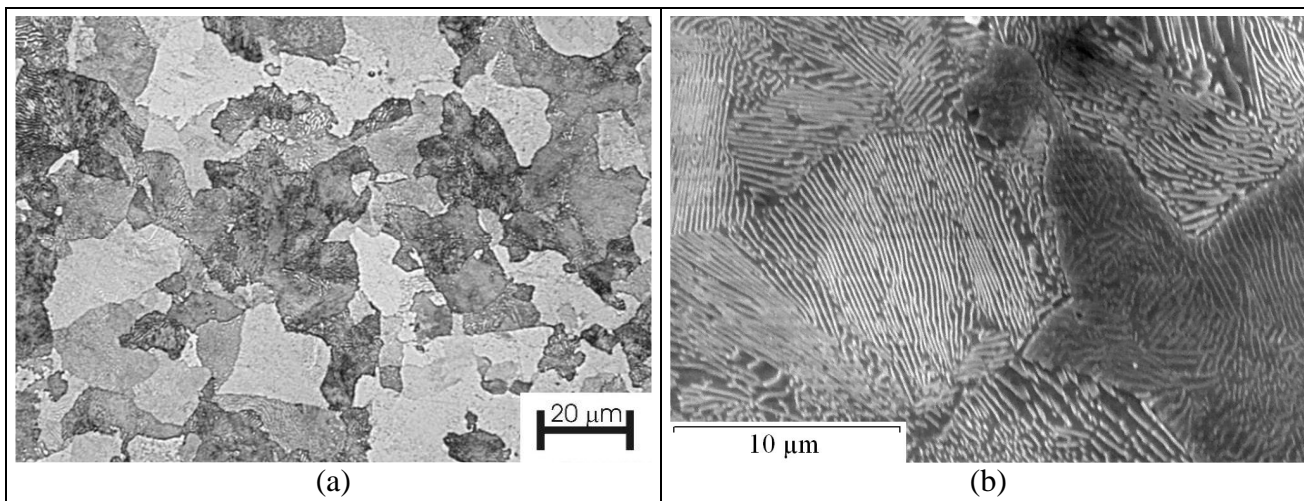


Fig. 33 - Blumo B, profondità 442 mm. Piano ST. Perlite. Microscopia ottica (a) ed elettronica (b). Campioni B\32.¹²⁶

Blumo B - discussione

L'origine della morfologia aciculare illustrata nelle Fig. 31b e Fig. 32b non è immediatamente evidente. È stato ipotizzato che la microstruttura in Fig. 31b consista di aciculi di martensite rinvenuta in una matrice derivante da austenite residua dopo tempra e (almeno parzialmente) trasformata nel corso dei rinvenimenti.³ Tuttavia, una così elevata frazione di austenite residua dopo tempra (in rapporto alla martensite) implicherebbe un contenuto di carbonio dell'austenite preesistente molto alto (ipereutettico); in tali condizioni, secondo Samuels⁶⁰, non sarebbe possibile distinguere al microscopio ottico la martensite rinvenuta dall'austenite trasformata durante il rinvenimento, per temperature di rinvenimento superiori a 350° C. D'altra parte, misure a raggi X eseguite in due punti a superficie ed a cuore del blumo B non hanno rivelato picchi di diffrazione riconducibili all'austenite*. Inoltre, misure di microdurezza eseguite su tale costituente (a profondità 239 mm dal lato opposto del blumo, Fig. 34) hanno evidenziato una microdurezza di 517±21 HV0,05 (media di 4 misure, ± deviazione standard), nettamente superiore a quella misurata sia sulla perlite finissima (434 HV0,05) che sulla bainite lontana dalla perlite (389 HV0,05), in contraddizione con l'ipotizzata presenza di austenite. Pertanto, si può escludere che la matrice chiara in esame sia, oppure derivi da, austenite residua dopo tempra.

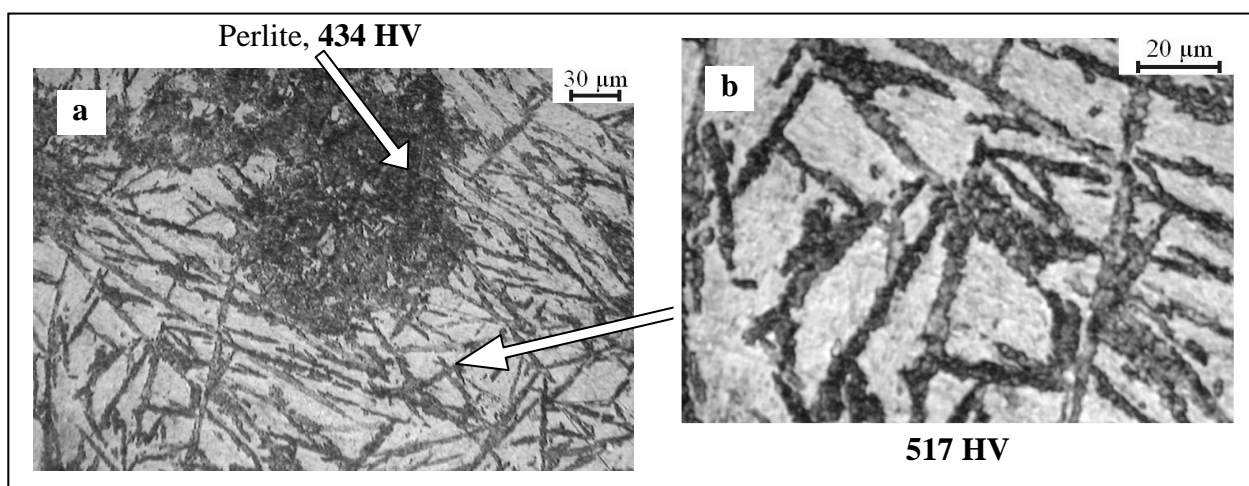


Fig. 34 - Blumo B, profondità 239 mm, piano ST. Microdurezza dei costituenti. Campione B\46.

In alternativa, si può ipotizzare che il costituente illustrato nelle Fig. 31b, Fig. 32b e Fig. 34b derivi da una microstruttura di tempra costituita da aciculi di bainite in una matrice di martensite†, e che non sia stata completamente rinvenuta (fatto che avrebbe comportato una durezza minore ed una più intensa

* Le misure a raggi X sono state eseguite dal Prof. G. Ubertalli e dall'Ing. F. D'Aiuto.

† Simile alla microstruttura illustrata in Fig. 61b a pagina 93 (sebbene quest'ultima sia stata ottenuta in modo diverso).

precipitazione di carburi dalla martensite), bensì soltanto distesa o comunque sottoposta soltanto al primo stadio di rinvenimento.

Questa ipotesi non è necessariamente in contraddizione con l'osservazione, presso la superficie del blumo, di martensite rinvenuta ad una temperatura corrispondente ad una macrodurezza dell'ordine di 320 HV100 (capitolo 3.6 a pagina 60); infatti, è possibile ipotizzare che il blumo sia stato riscaldato, in un forno regolato alla temperatura di rinvenimento, per un tempo inferiore a quello necessario affinché il cuore raggiungesse tale temperatura, e che pertanto la temperatura massima raggiunta in ciascun punto (durante il riscaldamento oppure durante il successivo raffreddamento) sia stata una funzione decrescente della profondità. Il profilo complessivo della durezza del blumo, da superficie a cuore, descritto nel successivo capitolo 3.6 a pagina 60 (ed in particolare illustrato nella Fig. 41), sembra compatibile con questa ipotesi. Le osservazioni in microscopia elettronica, invece, non sembrano risolutive in quanto sono state eseguite soltanto presso la superficie e presso il cuore del blumo, ma non alle profondità intermedie, alle quali il costituente discusso in questo paragrafo è più evidente e frequente.

Blumo C

È stata esaminata, su piani ST, una serie di 9 provette metallografiche a profondità crescente, estesa da una superficie al cuore del blumo B, ricavate dalla serie di campioni C\(*n*).^{*} I punti osservati distano 472 mm dalla superficie temprata in direzione S.

I campioni sono stati preparati ed esaminati in collaborazione con ricercatori dell'Università di Genova¹²⁶, dai quali sono state realizzate le immagini presentate nel seguito. Le differenze tra le microstrutture osservate a diverse profondità (Fig. 35 e Fig. 36) discendono essenzialmente dalle diverse velocità di raffreddamento conseguite durante la tempra; si ritiene, invece, che i successivi rinvenimenti sono stati pressoché omogenei nell'intero volume dei blumi.

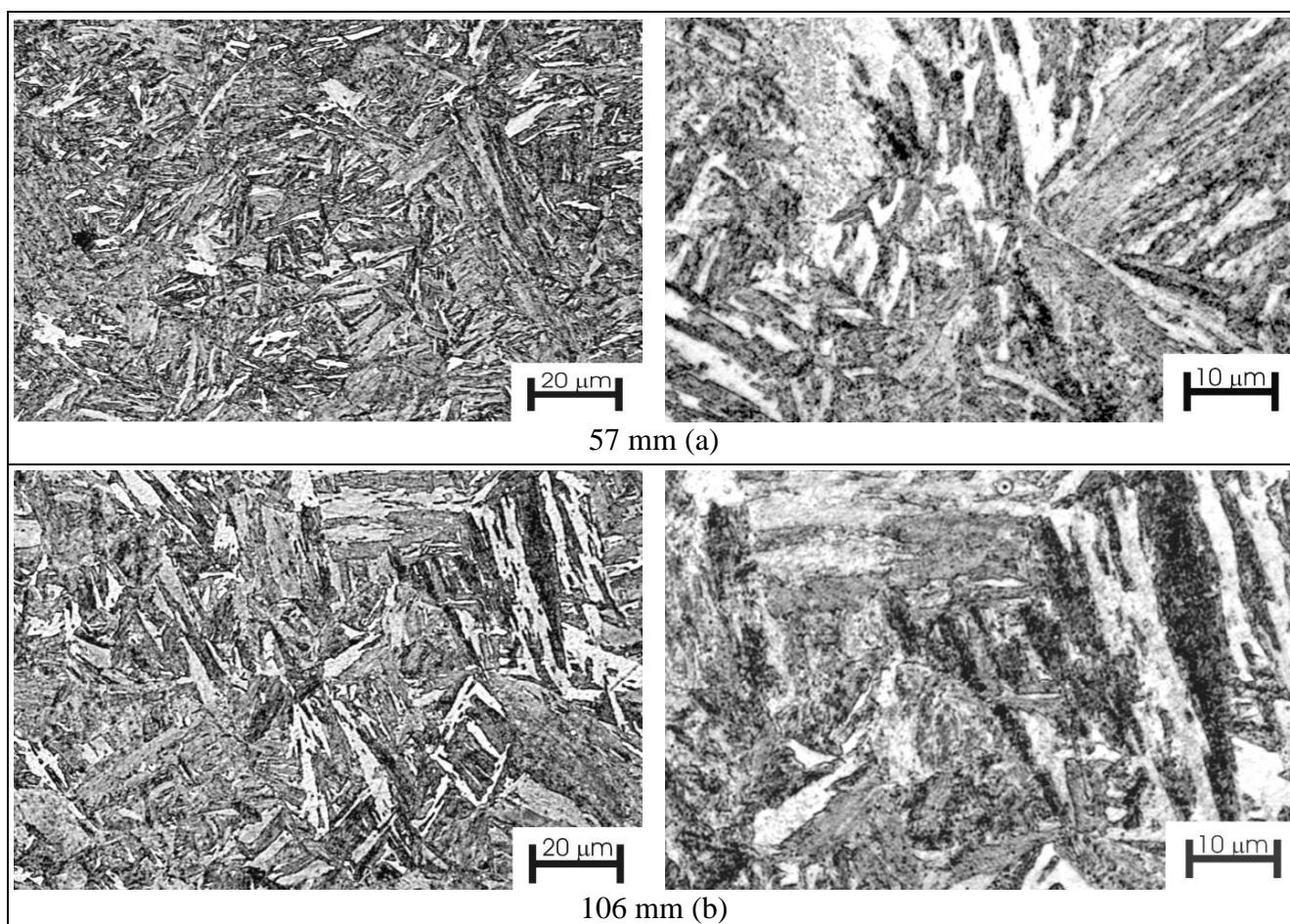


Fig. 35 - Blumo C. Costituenti metallografici a profondità crescente. Microstrutture costituite da martensite rinvenuta e da bainite inferiore rinvenuta, quest'ultima in frazione crescente, alle profondità 57 mm (a) e 106 mm (b).¹²⁶

^{*} Sono stati impiegati i campioni C\3, C\6, C\9, C\13, C\17, C\22, C\27 e C\33.

Si ritiene che, dopo la tempra, la microstruttura del blumo fosse costituita, a profondità crescenti, da martensite (con la possibile presenza di austenite residua), bainite inferiore, bainite superiore ed infine perlite di finezza decrescente, con un passaggio graduale da ciascun costituente al successivo, manifestato attraverso la prevalenza di microstrutture miste.

Alle profondità minori, dopo i rinvenimenti (Fig. 35a,b), la microstruttura è costituita da martensite e bainite inferiore rinvenute; alcune aree chiare punteggiate di carburi appena risolubili sono state interpretate come austenite residua dopo la tempra e trasformata nel corso dei rinvenimenti⁵. Il confronto tra la Fig. 35a e la Fig. 35b dimostra che, al crescere della profondità, la microstruttura diviene meno fine e la martensite rinvenuta viene gradualmente sostituita dalla bainite inferiore rinvenuta.

A profondità intermedia, accanto ai costituenti precedentemente descritti, è presente perlite di finezza decrescente. La perlite è ancora assente alla profondità di 288 mm, è stata osservata raramente alla profondità di 370 mm, ed è presente in frazione significativa alla profondità di 453 mm. Nel medesimo intervallo di profondità, la bainite inferiore rinvenuta viene progressivamente sostituita dalla bainite superiore rinvenuta (Fig. 36b).

Presso il cuore del blumo, infine, la perlite è il costituente prevalente (Fig. 36c), insieme a una piccola ma sensibile frazione di bainite superiore rinvenuta. Entrambi questi ultimi costituenti sono stati risolti, a cuore, mediante microscopia elettronica (Fig. 37).

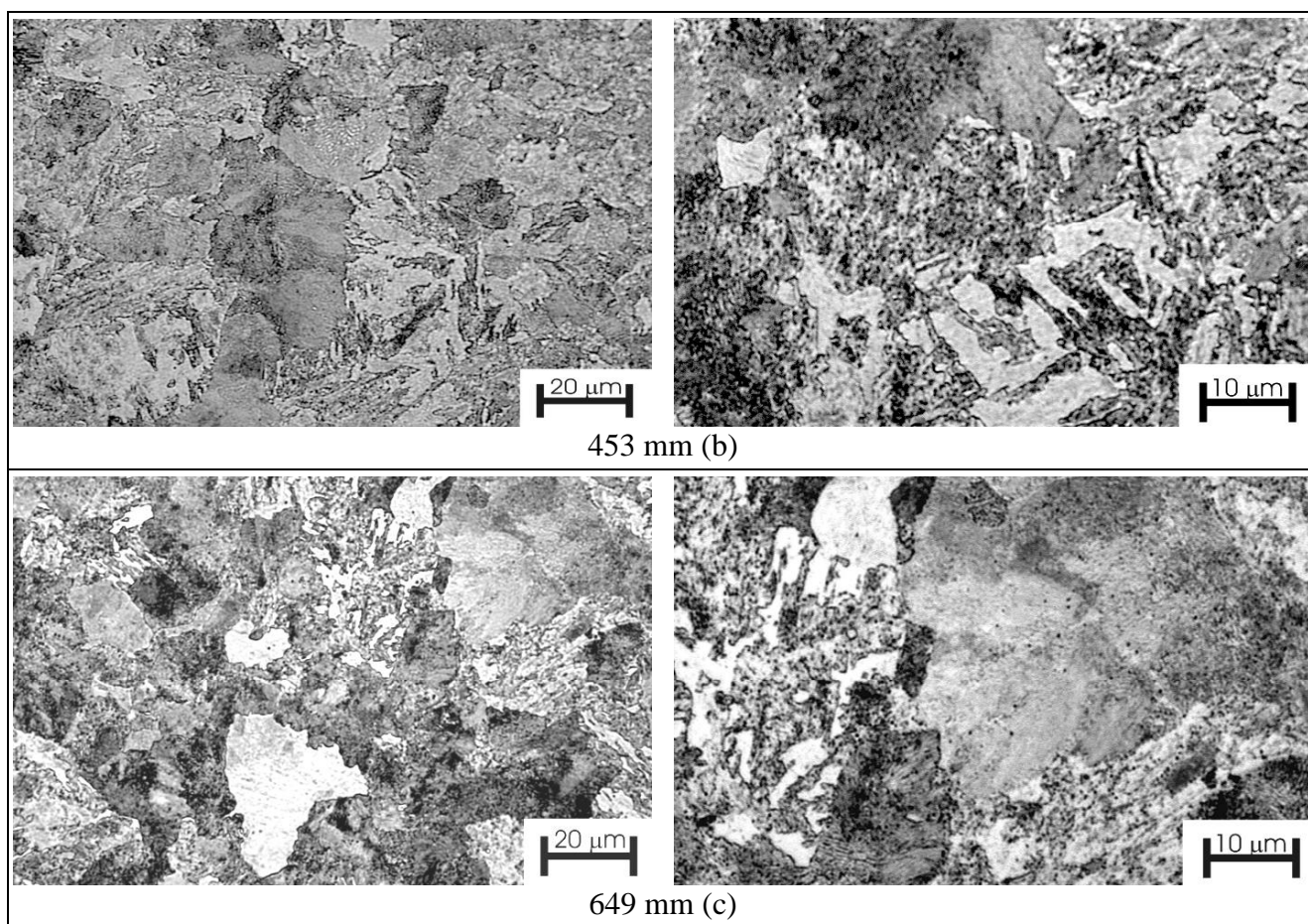


Fig. 36 - Blumo C. Costituenti metallografici a profondità crescente. Microstrutture costituite da bainite superiore rinvenuta e da perlite, quest'ultima in frazione crescente, alle profondità 453 mm (a) e 649 mm (b).¹²⁶

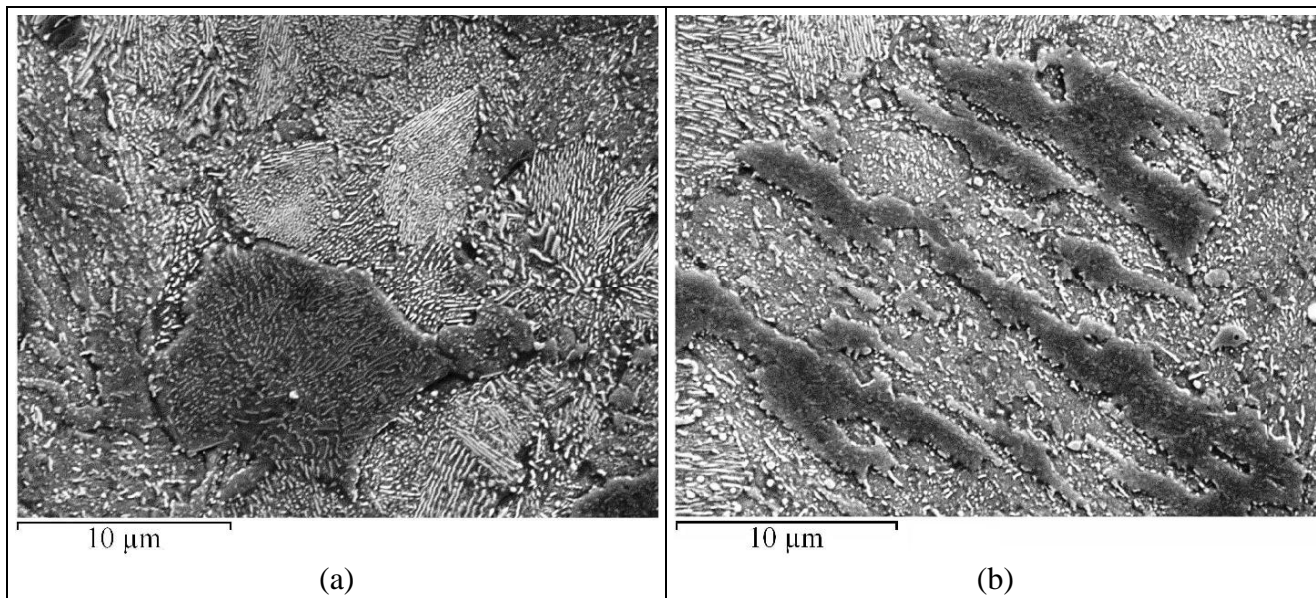


Fig. 37 – Blumo C. Costituenti metallografici a cuore (profondità 649 mm). Perlite fine (prevalente, a) e bainite superiore rinvenuta (b). Microscopia elettronica.¹²⁶

Confronto e discussione

È stata osservata una variazione continua delle microstrutture da superficie a cuore, principalmente determinata dalle diverse velocità di raffreddamento verificatesi nel corso della tempra alle diverse profondità.

Nei tre blumi è stata riscontrata la stessa sequenza di costituenti metallografici, tuttavia a profondità diverse e con dimensioni e morfologie in parte diverse.

Nei blumi A e B la perlite appare, alle profondità intermedie, sempre presso i bordi dei precedenti grani austenitici (nel blumo B si verificano segregazioni nelle microstrutture circostanti la perlite); nel blumo C, invece, lo stesso fenomeno non è altrettanto evidente. La minor profondità alla quale è stata osservata la presenza di perlite è stata pari a 197 mm per il blumo A, 154 oppure 181 mm (sui due lati) per il blumo B, ed infine 370 mm per il blumo C, nonostante che quest'ultimo blumo fosse di dimensione alquanto maggiore. Dunque, il blumo C è stato probabilmente temprato con una drasticità maggiore.

In Fig. 38 le microstrutture dei tre blumi sono confrontate con ingrandimenti simili, alle minime ed alle massime profondità esaminate; nei casi B e C queste profondità corrispondono al cuore dei blumi.

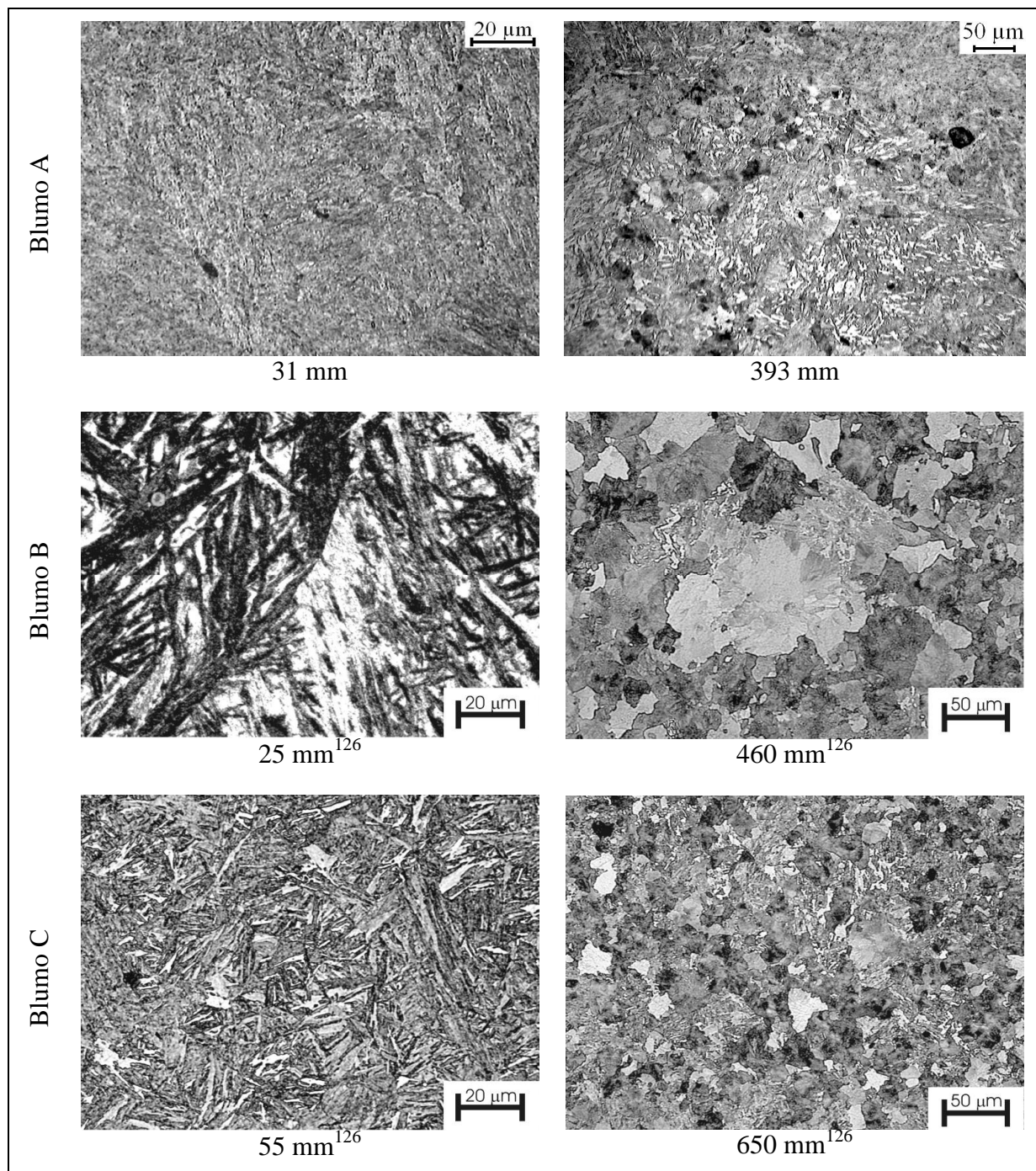


Fig. 38 - Confronto tra le microstrutture dei blumi A (cuore a profondità 570 mm), B (cuore a profondità 450 mm) e C (cuore a profondità 642 mm), in posizioni prossime alla superficie (colonna sinistra) oppure a cuore (destra).

In prossimità della superficie (Fig. 38, colonna sinistra), il blumo B presenta una microstruttura di martensite rinvenuta nella quale gli aciculi di martensite originari sono ancora molto chiaramente delineati, a paragone con il blumo C e soprattutto con il blumo A (il quale è il più prossimo al blumo B per dimensione dei precedenti grani austenitici); questo fatto concorda con l'ipotesi che il blumo B sia stato rinvenuto per un tempo minore.

Sia alla superficie, sia a cuore, appare evidente che i blumi A e B hanno una microstruttura più grossolana, rispetto al blumo C; questa differenza è senza dubbio causata dalle diverse dimensioni dei precedenti grani austenitici (Fig. 38, colonna destra).

Nel loro insieme, dunque, i tre blumi dimostrano una notevole variabilità dei processi produttivi applicati da diverse acciaierie.

3.5.3. Microstrutture ottenute dopo i ritrattamenti termici

Le microstrutture ottenute dopo i ritrattamenti termici, descritti nel capitolo 3.2 a pagina 33, sono state esaminate nei campioni A\QT ed A\NT sia presso un'estremità, sia presso le superficie di frattura delle provette di K_{Ic} successivamente ricavate; nelle provette per K_{Ic} C\A1 e C\A6 presso le superfici di frattura; nelle provette per K_{Ic} C\A2 e C\A5 presso le estremità (nei campioni indicati come a' ed a'' in Fig. 40 a pagina 60); infine, nei campioni C\37 e C\19 presso le superfici di frattura delle provette Charpy successivamente ricavate.

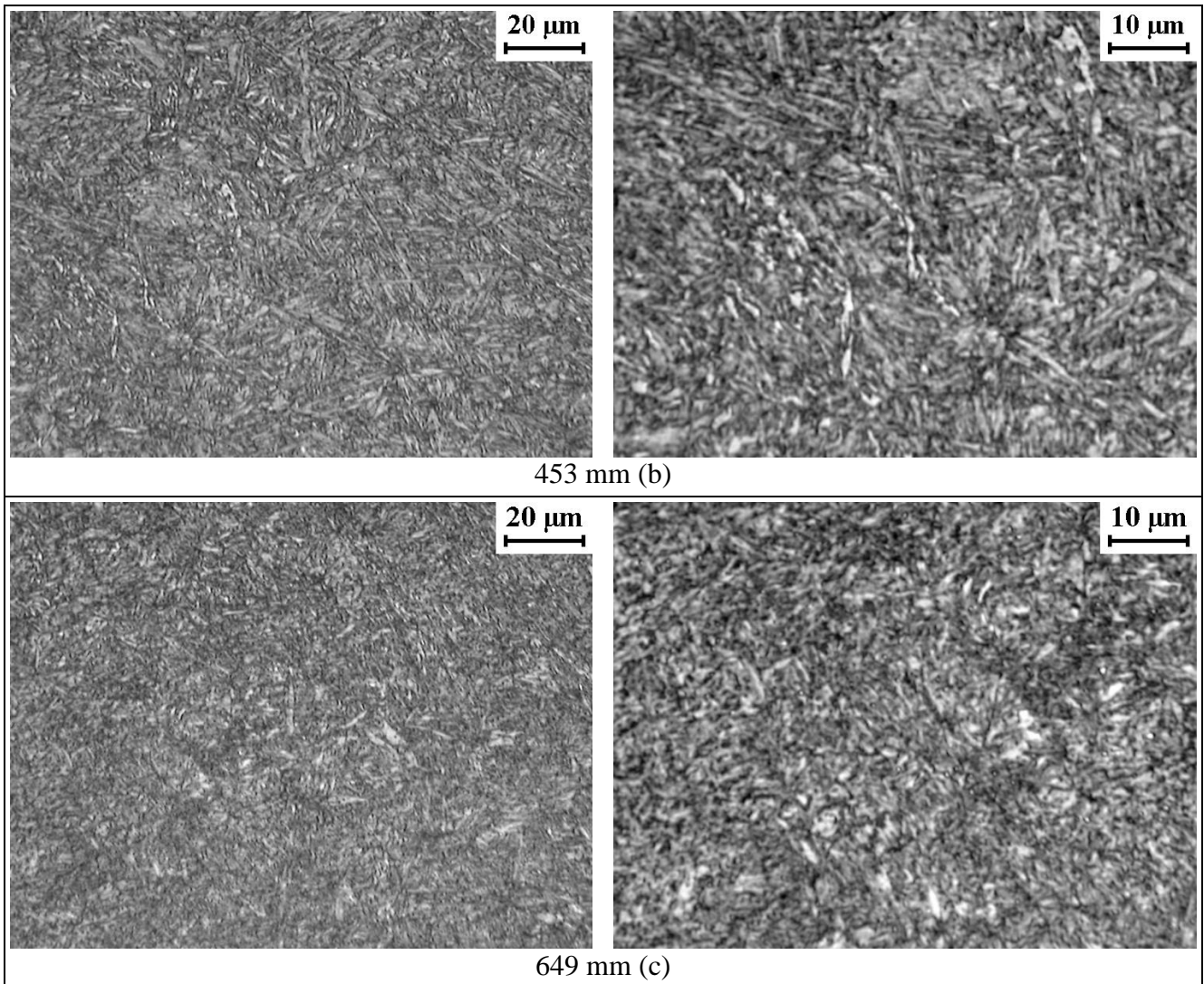


Fig. 39 – Microstruttura dei campioni ritrattati. Martensite rinvenuta. Campione A\QT (a) e provetta C\A6 (b).

In tutti i casi è stata riscontrata una microstruttura costituita solo da martensite rinvenuta. Benché i campioni in esame avessero sezioni diverse, ovvero 12x17 mm i campioni C\A(n), 40x74 mm le provette C\A(n) e 25x41 mm i campioni A\QT ed A\NT, e siano stati temprati con mezzi diversi, ovvero azoto in pressione per le provette C\A(n) e per i campioni C\A(n), olio per il campione A\QT ed aria per il campione A\NT, non sono state rilevate differenze microstrutturali sensibili.

3.6. Prove di durezza e di trazione

3.6.1. Preparazione dei campioni ed esecuzione delle misure

Tutte le misure di durezza Vickers sono state eseguite impiegando un carico di 100 kgf (98,1 N) ed i valori di durezza sono stati calcolati secondo la norma UNI EN ISO 6507-1⁸⁸. I valori riportati sono stati ottenuti, generalmente, come medie di 3 indentazioni. Nei casi dei campioni delle serie B\(\text{n}\), C\(\text{n}\), C\(\text{A}\)(\text{n}) e C\(\text{B}\)(\text{n}) queste misure sono state eseguite su piani LT. In alcuni casi, le superfici sono state preparate con lavorazioni apposite, per garantire opportune tolleranze di parallelismo e di rugosità.

Ulteriori misure di durezza Rockwell⁸⁹, eseguite da ricercatori del Politecnico di Milano¹²⁵ su campioni della serie B\(\text{n}\) e sul campione B\(\text{B}6\), sono state convertite in valori Vickers mediante l'impiego di tavole di conversione normali per gli acciai ferritici⁸².

Le prove di trazione sono state eseguite su provette cilindriche, di diametro ridotto compreso tra 6 ed 8 mm, ottenute per tornitura nei seguenti modi.

- Quattro provette sono state ricavate dai frammenti delle provette per tenacità a frattura denominate A\(\text{O}\), A\(\text{O}1\), A\(\text{NT}\) ed A\(\text{QT}\), provenienti dal blumo A.
- Diciotto provette, con microstruttura originaria, sono state ricavate da altrettanti campioni della serie B\(\text{n}\), ricavati a profondità crescenti dal blumo B; 10 di esse sono state usate da ricercatori del Politecnico di Milano.¹²⁵
- Nove provette, con microstruttura originaria, sono state similmente ricavate dalla serie di campioni C\(\text{n}\), ricavati a profondità crescenti dal blumo C.
- Otto provette, infine, sono state ricavate dai frammenti delle provette per tenacità C\(\text{A}1\), C\(\text{A}3\), C\(\text{A}4\) e C\(\text{A}6\), ritrattate, provenienti dal blumo C; in particolare, sono state ricavate due provette da ciascuno dei campioni menzionati, provenienti rispettivamente dalla superficie (indicate con il suffisso F) e dal cuore (C) di ciascuna provetta per K_{Ic} , secondo lo schema di taglio illustrato in Fig. 40.

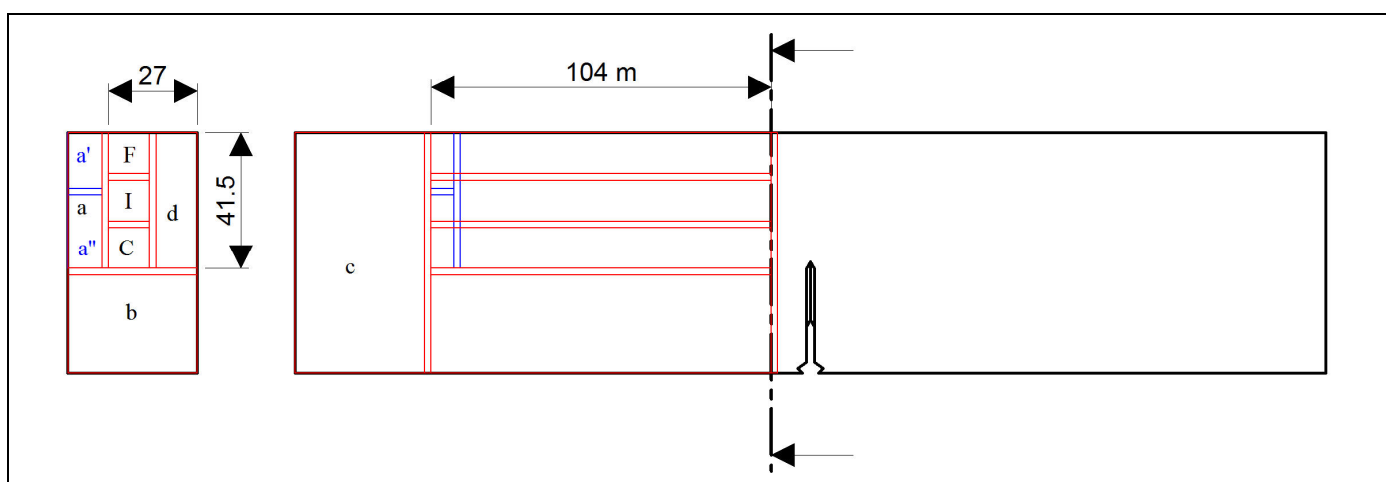


Fig. 40 – Prelievo di quadri di sezione approssimativa 12,5 x 12,5 mm, per la lavorazione di campioni di trazione, in diverse posizioni nei frammenti delle provette per K_{Ic} ritrattate C\(\text{A}\)(\text{n}). I campioni sono stati denominati con i suffissi C (Cuore), I (Intermedio, poi non impiegati) ed F (Faccia). Nel caso C\(\text{A}4\), il frammento c si trovava presso il centro, anziché presso l'estremo, del campione per K_{Ic} . Le linee rosse e indicano i tagli eseguiti per ricavare detti quadri, le linee blu ulteriori tagli eseguiti per ricavare campioni metallografici e di durezza.

Le provette di trazione sono state ricavate dal blumo A con orientamento T e dai blumi B e C con orientamento L; pertanto, nel primo caso (per quanto concerne le provette a microstruttura originaria), si indicherà la profondità delle due estremità della zona ridotta, mentre negli altri casi si indicherà un singolo valore di profondità, corrispondente (entro le tolleranze conseguenti ai tagli ed alle lavorazioni) alla profondità dell'asse di simmetria di ciascuna provetta.

Le prove di trazione sono state eseguite in controllo di spostamento; le curve forza-spostamento sono state ottenute, nella loro parte iniziale, mediante un estensimetro applicato entro la lunghezza calibrata. Successivamente, nella maggior parte dei casi, l'estensimetro è stato tolto (alquanto prima del massimo nelle misure eseguite presso il Politecnico di Milano, quasi sempre dopo il massimo nelle altre misure) ed

il resto della curva è stato registrato mediante il sensore di spostamento della traversa. Soltanto nei casi delle provette B\58, C\A1F, C\A1C, C\A3F, C\A3C, C\A4F, C\A4C, C\A6F e C\A6C l'estensimetro è stato impiegato fino a rottura.

Le tensioni di snervamento R_{p02} e di rottura R_m , la riduzione di area (o strizione) Z e l'allungamento A (oppure l'allungamento totale A_t) sono stati calcolati conformemente alla norma UNI EN 10002-1⁹⁰. Nella maggior parte dei casi è stato determinato l'allungamento A dopo la rottura, accostando i frammenti, sulla base proporzionale (5 volte il diametro); invece, nel caso dei campioni C\A1F, C\A1C, C\A3F, C\A3C, C\A4F, C\A4C, C\A6F e C\A6C, è stato determinato con l'estensimetro l'allungamento totale prima della rottura A_t (comprensivo della componente elastica), su una base non proporzionale (4,2 volte il diametro), dovuta all'apertura dell'estensimetro stesso.

La costante di proporzionalità K e l'indice di incrudimento n delle legge di Hollomon sono stati calcolati con il metodo descritto nella norma UNI 8786⁹¹; nello svolgere tale calcolo, sono stati usati tutti i punti compresi tra lo snervamento ed il carico massimo, inclusi anche quelli eventualmente acquisiti dopo la rimozione dell'estensimetro, accettando, per questi ultimi punti, le stime proposte dai codici di controllo delle macchine impiegate. È stato usato a questo scopo un programma appositamente scritto e sono state introdotte correzioni opportune per l'eventuale non linearità iniziale delle curve.

Tutti i valori concernenti i campioni B\1, B\3, B\6, B\7, B\11, B\14, B\18, B\22, B\27, nonché i valori di allungamento e di strizione concernenti i campioni B\61, C\1, C\5, C\8, C\12, C\16, C\21, C\26, C\32 e C\38, sono stati invece riprodotti tal quali comunicati dai ricercatori del Politecnico di Milano che hanno eseguito dette misure¹²⁵.

Tutti i valori misurati, sia nel corso delle prove di durezza sia di quelle di trazione, sono riportati nell'appendice 7.5.

3.6.2. Risultati

Blumo A

Le due provette di trazione esaminate A\O ed A\O1, provenienti da profondità medie di 170 e 330 mm circa, hanno reso tensioni di rottura di 888 e 920 MPa, tensioni di snervamento di 696 e 690 MPa ed esponenti di incrudimento 0,13 e 0,14, rispettivamente.

Queste misure di trazione sono state essenzialmente rivolte allo scopo di verificare la validità delle corrispondenti misure di tenacità a frattura, non essendo il materiale esaminato sufficiente, per quantità e per profondità di provenienza, a svolgere una caratterizzazione completa. Nonostante ciò, è degno di nota il fatto che la tensione di rottura sia più alta (seppure di poco) alla profondità maggiore, profondità alla quale è stata osservata la presenza di un reticolo pressoché continuo di perlite presso i precedenti bordi di grano austenitici, mentre la perlite è, invece, assente alla profondità minore.

Blumo B

I risultati delle prove di durezza e di trazione eseguite sul blumo C sono raccolti nella colonna sinistra della Fig. 41.

Il profilo di durezza del blumo B, in funzione della profondità unilaterale, presenta un minimo a cuore e due massimi meno accentuati ad una profondità di circa 200 mm. La resistenza a frattura R_m presenta un andamento simile a quello della durezza. Le posizioni dei minimi e dei massimi di entrambi questi profili sono simmetriche rispetto al piano medio SL del blumo, tuttavia i valori di durezza e di resistenza a frattura sono lievemente maggiori sul lato a destra in figura. La tensione di snervamento R_{p02} decresce con la profondità, dapprima lievemente e poi, a profondità superiore a 300 mm, in modo più marcato, terminando con un evidente minimo a cuore. L'esponente di incrudimento n aumenta con la profondità, particolarmente a profondità superiori a 300 mm, e presenta un massimo a cuore.

I minimi delle tensioni di snervamento e rottura e della durezza, presso il cuore del blumo, ed il corrispondente massimo del coefficiente di incrudimento, sono evidentemente correlati alla crescente frazione di perlite, costituente che presenta proprietà meccaniche inferiori e diviene prevalente a cuore (capitolo 3.5.2 a pagina 47). In particolare, per quanto riguarda l'esponente di incrudimento, si può ipotizzare che la ferrite contenuta nella perlite abbia una concentrazione iniziale di difetti minore, rispetto alla ferrite derivante dal rinvenimento della martensite, e che sia, quindi, soggetta ad un maggiore incrudimento.

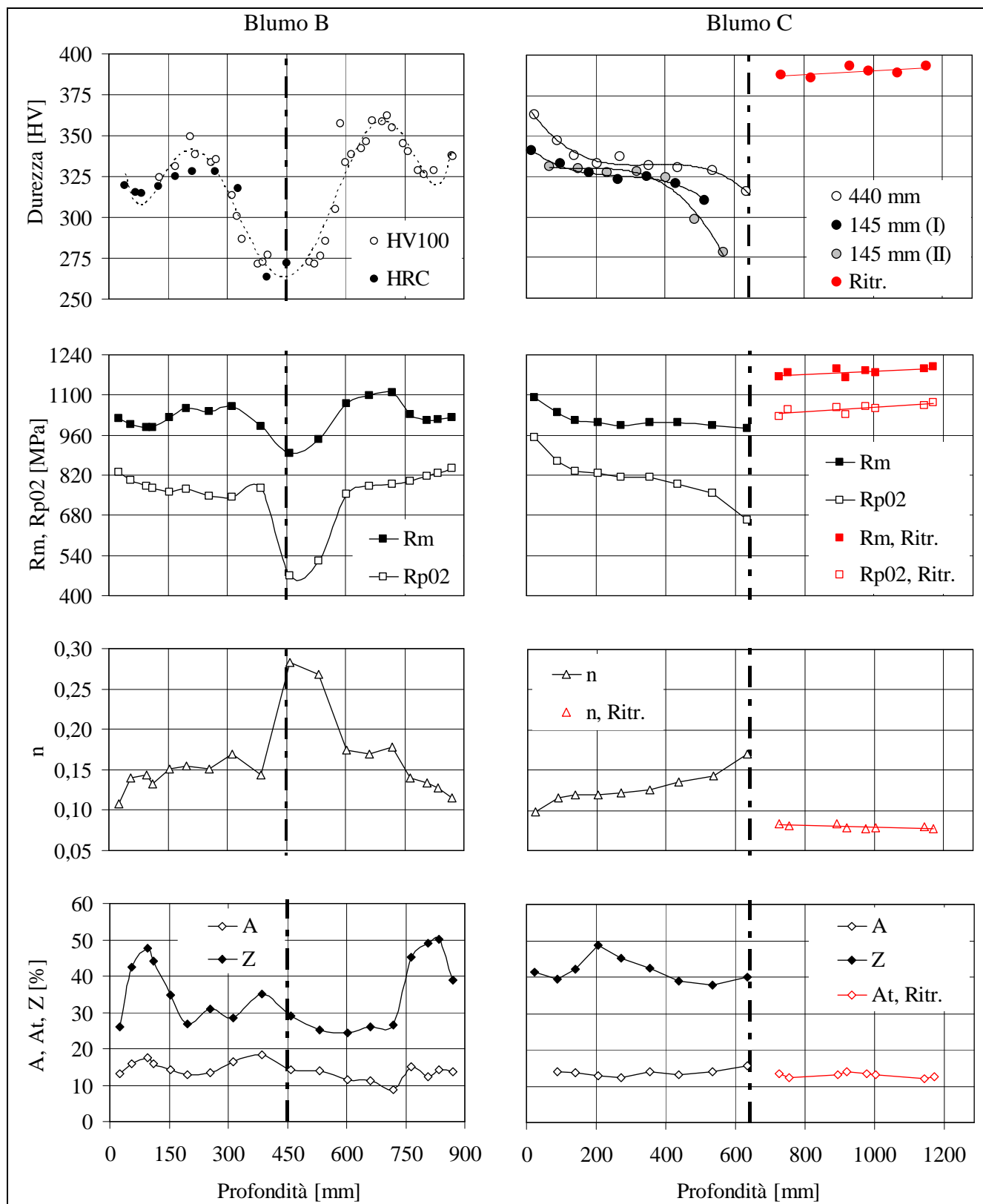


Fig. 41 – Blumi B e C. Durezza, tensione di frattura R_m , tensione di snervamento R_{p02} , esponente di incrudimento n , strizione percentuale Z , allungamento percentuale dopo rottura A oppure allungamento totale A_t in funzione della profondità unilaterale originaria. Campioni originari oppure ritrattati (Ritr.). Misure di durezza su piani LT, prove di tensione uniaxiali di tipo L. Tre serie di misure di durezza, nel blumo C, lungo segmenti in direzione T distanti 440 mm oppure 145 mm dal piano medio ST; i segmenti (I) e (II) distano tra loro 40 mm in direzione S.

La causa dei massimi a profondità intermedia, osservati nei profili di durezza e di tensione di rottura, non è altrettanto evidente. Si ipotizza, anche in considerazione delle osservazioni microstrutturali, che il blumo sia stato rinvenuto ad una temperatura decrescente con la profondità, per effetto di un tempo di rinvenimento insufficiente a conseguire una temperatura omogenea; tale fatto giustificherebbe l'andamento crescente iniziale della durezza e della resistenza a trazione rispetto alla profondità, mentre a

profondità maggiori prevarrebbe, invece, l'andamento decrescente ereditato dalla tempra (e in particolare legato alla presenza di perlite). La lieve ma sensibile differenza di valori tra le due metà del blumo (circa 20 unità Vickers tra i due massimi), invece, potrebbe esser ricondotta semplicemente a lievi asimmetrie termiche dovute alla posizione del blumo nei forni di trattamento oppure nella vasca di tempra.

La strizione Z e l'allungamento A presentano (nonostante una certa dispersione di risultati) massimi subsuperficiali alla profondità di circa 100 mm, particolarmente marcati nel caso della strizione. La strizione si riduce bruscamente a profondità superiori a 150 mm. Quest'ultima profondità precede di poco le profondità alle quali si verificano i massimi della durezza e della resistenza a trazione; pertanto, facendo seguito alla sopra menzionata ipotesi di rinvenimento a temperatura disomogenea, si può supporre che la rapida transizione osservata nei valori di strizione (da 50% a 30% circa) corrisponda alla transizione da una microstruttura di martensite (o bainite) completamente rinvenuta, ad una microstruttura non completamente rinvenuta; un'altra causa (alternativa oppure concomitante) potrebbe essere il fatto che, proprio a tali profondità, iniziano a verificarsi, dopo tempra, isole di perlite, le quali potrebbero costituire punti fragili, rispetto alla microstruttura circostante e, quindi, anticipare la rottura del campione, riducendone la strizione. Il fatto che i massimi in esame siano più evidenti nel profilo della strizione Z, piuttosto che in quello dell'allungamento A, e siano invece del tutto assenti nel profilo del coefficiente di incrudimento n , conferma che questa differenza di comportamento è correlata specificatamente alla frattura, e non alla precedente deformazione uniforme.

Blumo C

I risultati delle prove di durezza e trazione eseguite sul blumo C sono raccolti nella colonna destra della precedente Fig. 41.

Sono stati realizzati tre profili di durezza lungo altrettanti segmenti estesi da superficie a cuore, in direzione T, situati in posizioni lievemente diverse rispetto agli assi L ed S, ma comunque prossime al centro dei piani LS, allo scopo di verificare anche l'entità delle variazioni tridimensionali delle proprietà meccaniche (Fig. 41). La serie di misure distanti 440 mm dal piano medio ST del blumo è stata realizzata sui campioni della serie C(n), mentre le altre due serie di misure, distanti 145 mm dal medesimo piano medio ST, sono state realizzate sulle provette della serie C(B(n)), rispettivamente sull'una e sull'altra faccia maggiore di ciascuna provetta, e, pertanto, distano tra loro 40 mm (spessore B delle provette per K_{IC}) in direzione S. In tutte le tre serie menzionate, la durezza decresce in modo monotono rispetto alla profondità. Fino ad una profondità di circa 400 mm le tre serie differiscono poco fra loro, nell'ordine di 10 unità Vickers; alle massime profondità esaminate, tuttavia, la differenza è sensibile, nell'ordine di 40 unità Vickers. Questa differenza deve essere ricondotta alle differenze di velocità di raffreddamento dovute alla diversa distanza dalle estremità del blumo in direzione L.

In particolare, è doveroso notare che il valore minimo di durezza, pari a 278 Vickers, non corrisponde alla microstruttura di cuore descritta nel capitolo 3.5.2 a pagina 47; quest'ultima microstruttura, infatti, è stata esaminata in campioni della serie C(n) e, quindi, corrisponde alla durezza di 316 Vickers osservata alla massima profondità nella prima serie di misure di durezza citata. Pertanto, non si può escludere che la microstruttura nel punto di minima durezza sia, per esempio, costituita da sola perlite.

Così come i profili di durezza, anche i profili delle proprietà tensili sono sostanzialmente monotoni rispetto alla profondità (a differenza di quanto è stato osservato nel blumo B). Anche in questo caso, tuttavia, si deve notare che le misure di trazione eseguite corrispondono alla prima delle serie di durezza citate, cioè sono state ricavate ad una distanza dell'ordine di 400 mm dal piano medio ST (distanza variabile lungo il tratto a diametro ridotto di ciascuna provetta); pertanto, non si può escludere che le proprietà tensili siano alquanto inferiori nel punto di minima velocità di raffreddamento del blumo. Con una semplice proporzione tra resistenze a trazione R_m e durezza, si può ipotizzare che la resistenza a trazione minima del blumo sia prossima a 865 MPa.

In generale, si osserva che la durezza e le tensioni di snervamento e di frattura si riducono in modo più marcato (cioè presentano derivate più negative), rispetto alla profondità, in corrispondenza con le transizioni osservate nella microstruttura del blumo. In particolare, il marcato decremento iniziale, dalla superficie alla profondità di circa 200 mm, si può correlare con la transizione microstrutturale da martensite rinvenuta a bainite rinvenuta; il decremento lieve o insensibile compreso tra 200 e 500 mm di profondità corrisponde grossomodo alle microstrutture bainitiche ed, infine, il minimo evidente a cuore è chiaramente legato alla comparsa della perlite. Il profilo dell'esponente di incrudimento si può interpretare in modo speculare.

I profili dell'allungamento e della strizione non presentano variazioni altrettanto, importanti con la profondità; si nota tuttavia un massimo nella strizione, ad una profondità intermedia di circa 200 mm (meno rilevato dei corrispondenti massimi osservati nel blumo B).

Confronto tra i blumi B e C

Complessivamente, e considerando, nel caso del blumo C, anche la discussione delle diverse serie di misure di durezza e dell'effetto della distanza dalle estremità in direzione L, si può concludere che gli estremi entro cui variano le durezza e le resistenze a rottura ed a snervamento sono sostanzialmente uguali nei due blumi. Nonostante ciò, l'andamento di tali proprietà al crescere della profondità è nettamente diverso nei due blumi e, in particolare, è monotono decrescente nel blumo C, mentre nel blumo B presenta massimi a profondità intermedie ed un minimo a cuore, che sono stati attribuiti all'esecuzione di un rinvenimento disomogeneo.

Significative differenze si osservano soprattutto nell'indice di incrudimento, che è sensibilmente maggiore nel blumo B, soprattutto a cuore.

Campioni ritrattati

Nei campioni A\QT ed A\NT la durezza misurata dopo tempra* è stata pari a 54 ed a 52,5 HRC (una oppure due impronte), rispettivamente, ed ha perciò confermato l'ipotesi che in entrambi i casi sia stata ottenuta una microstruttura martensitica di piena tempra (capitolo 3.2 a pagina 33). La durezza di entrambi i campioni dopo il rinvenimento è 371 HV (media di 4 indentazioni per ciascun campione). Anche i valori delle tensioni di snervamento (973 e 966 MPa) e di rottura (1112 e 1110 MPa) e gli esponenti di incrudimento (0,09 circa) dei due campioni sono stati tra loro pressoché uguali.

I valori medi della durezza (390 HV), della tensione di snervamento (1051 MPa) e della tensione di rottura (1181 MPa) misurati sui frammenti delle provette per K_{Ic} ritrattate della serie C\A(n) sono lievemente superiori a quelli misurati nei campioni A\QT ed A\N, probabilmente a causa del contenuto di carbonio lievemente più elevato (Tab. 7); coerentemente con tale risultato, l'esponente di incrudimento medio è lievemente inferiore (0,08). Non si può escludere del tutto, tuttavia, un'influenza dell'orientamento, di tipo T nei casi concernenti il blumo A e di tipo L negli altri casi.

Campioni	Blumo	Tipo	Durezza [HV100]			R_{p02} [MPa]			R_m [MPa]		
			Media	Dev.	Num.	Media	Dev.	Num.	Media	Dev.	Num.
A\QT ed A\NT	A	T	371	2,0	8	969	5,2	2	1111	1,4	2
C\A(n)	C	L	390	5,5	18	1051	15,6	8	1181	13,5	8

Tab. 7 – Blumi A e C. Risultati medi delle misure di durezza e di trazione eseguite su campioni ritrattati. Deviazione standard (Dev.) e numero di misure (Num.) in ciascun caso.

Per quanto concerne il blumo C, la durezza e le proprietà tensili misurate dopo i ritrattamenti termici presentano una lievissima (quasi insensibile) diminuzione in funzione della profondità, dell'ordine di 8 unità Vickers oppure di 40 MPa da superficie a cuore (Fig. 41 a pagina 62). Non sono state osservate, invece, sensibili differenze tra le provette prelevate dal cuore oppure da una faccia (Fig. 40 a pagina 60) di ciascun frammento di provetta per K_{Ic} . I campioni C\19 e C\37, che sono stati ritrattati contemporaneamente alle provette della serie C\A(n), nonostante presentassero una minore sezione, rispetto a queste ultime provette, hanno conseguito durezza simili (379 e 385 HV rispettivamente).

In tutti i casi, la durezza e le resistenze a rottura ed a snervamento dei campioni ritrattati sono superiori a quelle massime riscontrate nei blumi (nei punti in cui questi ultimi sono costituiti prevalentemente di martensite rinvenuta) nonostante che le temperature di rinvenimento adottate nel corso dei ritrattamenti siano state molto simili a quelle normalmente impiegate nell'industria. Probabilmente ciò avviene perché la durezza dopo tempra dei campioni ritrattati è superiore, a causa dell'assenza di bainite e della maggiore velocità di raffreddamento (questo fatto è più ampiamente commentato nel capitolo 3.2 a pagina 33).

* A cura dell'impresa Ferioli & Gianotti che ha eseguito il trattamento termico.

3.7. Prove di resilienza

3.7.1. Preparazione dei campioni ed esecuzione delle misure

Le provette Charpy, con intaglio a V, di geometria conforme alla norma UNI EN 10045-1⁹², sono state ottenute (per asportazione di truciolo) dai campioni delle serie B\(\text{n}\) e C\(\text{n}\). Pertanto, la profondità di ciascuna di queste provette è nota con buona approssimazione e corrisponde a quella del campione originario (di sezione poco maggiore).

Sono state eseguite misure a temperatura ambiente oppure alla temperatura di 175 ± 2 °C. Nel secondo caso, le provette sono state riscaldate alla temperatura di prova mediante un bagno d'olio dotato di controllo in retroazione della temperatura e montate e rotte entro pochi secondi dall'estrazione dall'olio.

Dopo l'esecuzione delle misure, uno dei frammenti di ciascun campione è stato troncato per facilitare l'esame della superficie di frattura (durante questa operazione le superfici sono state protette con una pellicola polimerica, depositata a spruzzo e successivamente rimossa con acetone). Allo scopo di determinare la frazione di frattura duttile, una superficie di frattura di ciascun campione (eccettuati quelli in cui tale frazione è manifestamente pari ad uno) è stata osservata con uno stereoscopio, con un ingrandimento massimo di 170x, dotato di tavola micrometrica, in proiezione perpendicolare all'asse maggiore del campione. Nel corso dell'osservazione, l'intera superficie di frattura e le aree duttili e fragili sono state idealmente approssimate con poligoni irregolari e sono state annotate le coordinate cartesiane bidimensionali dei vertici di tali poligoni. L'area duttile e l'area totale sono state calcolate suddividendole in triangoli ed impiegando una formula analitica per calcolare l'area di ciascun triangolo, note le coordinate cartesiane dei vertici.

La temperatura di 175 °C è stata scelta in quanto è prossima alla temperatura del polimero iniettato negli stampi ed è intermedia tra le temperature di transizione fragile-duttile della superficie e del cuore del massello C, determinate da ricercatori del Politecnico di Milano¹²⁵.

Questi ultimi hanno ricavato provette dello stesso tipo dai frammenti delle provette per K_{Ic} A\O1, C\B8 e C\B15 e le hanno provate a temperatura ambiente (A\O1), oppure a 175° (A\O1), oppure a temperature comprese tra 20 e 325°C (C\B8 e C\B15). In questi casi, le provette Charpy sono state considerate rappresentative della profondità media dei rispettivi frammenti originali, benché il frammento ricavato dalla provetta A\O1 fosse esteso in profondità per 101 mm ed i frammenti delle provette C\B8 e C\B15 per 73 mm.

Tutte le provette ricavate dai blumi B e C sono di tipo LT.

3.7.2. Risultati

In Fig. 42 la resilienza e la percentuale di area duttile delle provette esaminate sono diagrammate in funzione della temperatura oppure della profondità originaria nei blumi B oppure C, e confrontate con le curve di transizione fragile-duttile ottenute dai ricercatori del Politecnico di Milano.

Le temperature di transizione fragile-duttile, determinate dai ricercatori del Politecnico di Milano in base all'apparenza delle superfici di frattura (50% FATT⁹³), sono 270°C in prossimità della superficie e 150°C in prossimità del cuore.

I valori estremi di resilienza alla temperatura di 175°C, a superficie ed a cuore, che possono essere letti per interpolazione nelle curve di transizione fragile-duttile, sono in buon accordo con i valori misurati alla stessa temperatura a profondità intermedie e crescenti.

In particolare, alla temperatura di 175°C, nel massello C la resilienza aumenta con la profondità, da 20 a 40 J circa, in concomitanza con l'incremento della frazione di area duttile e della deformazione macroscopica dei campioni (diagrammi in Fig. 42 e macrografie in Fig. 43).

Alla stessa temperatura, la resilienza del massello B, invece, si riduce, con la profondità, indicativamente da 70 a 50 J, ma è ovunque molto superiore rispetto al massello C ed è associata a superfici di frattura sempre completamente duttili. Questo particolare andamento, in funzione della profondità, potrebbe esser causato da due fatti, eventualmente concomitanti, cioè il lieve incremento osservato nella concentrazione degli elementi leganti, e particolarmente del carbonio, da superficie a cuore (capitolo 3.3 a pagina 37), e la variazione morfologica della frattura duttile, discussa nel capitolo successivo.

Le provette originarie del blumo A, provenienti dalla profondità di 337 mm, provate dai ricercatori del Politecnico di Milano, hanno reso resilienze di 15 e 16 J a temperatura ambiente e di 79, 81 ed 88 J alla temperatura di 175 °C. Questi valori sono nettamente superiori a quelli ottenuti nel blumo C, sia a

temperatura ambiente, sia soprattutto alla temperatura di 175 °C; sono inoltre anche alquanto superiori ai valori ottenuti nel blumo B alla temperatura di 175 °C.

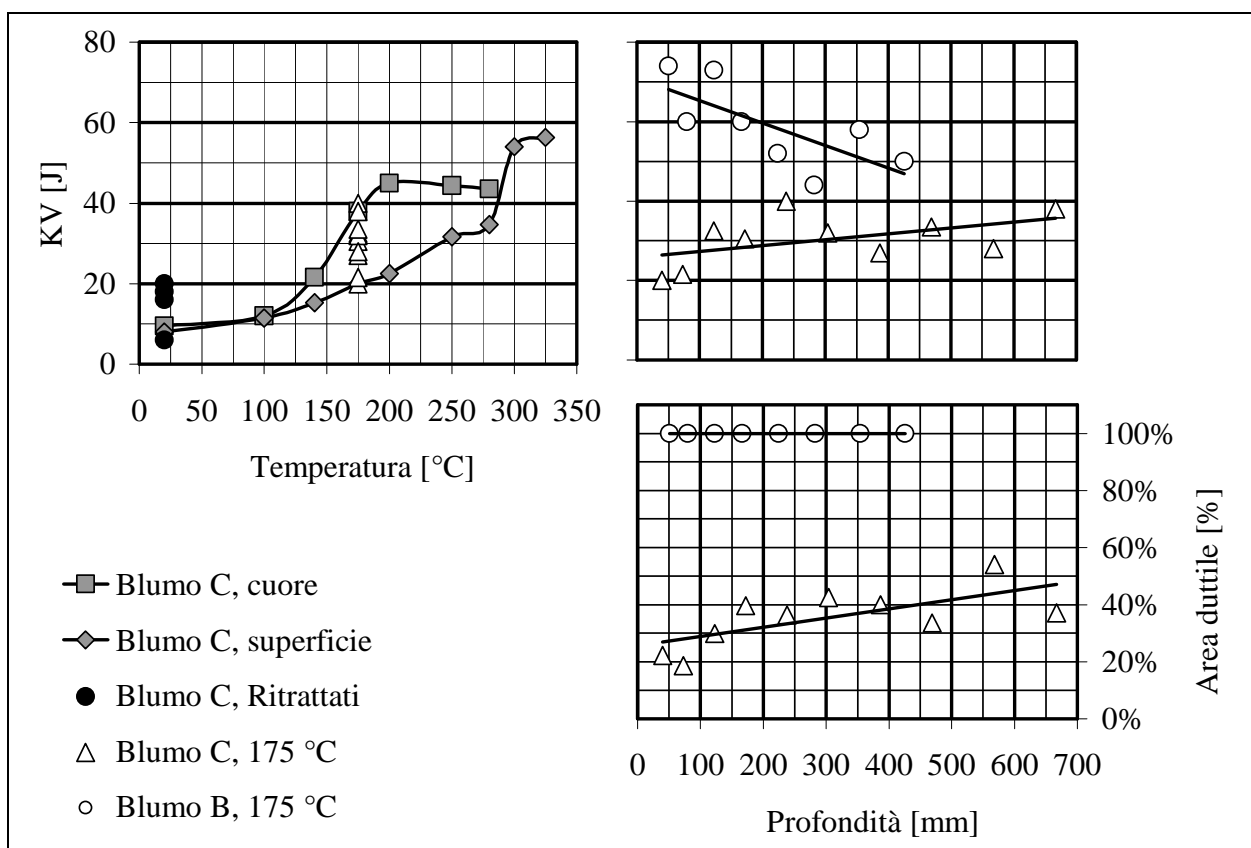


Fig. 42 – Curve di transizione fragile - duttile nel blumo C in due posizioni prossime alla superficie ed al cuore¹²⁵. Resilienza dei blumi B e C alla temperatura di 175±2 °C, in funzione della profondità. Resilienza di campioni ritrattati, a temperatura ambiente. Percentuali di area duttile. Provette con orientamento LT.

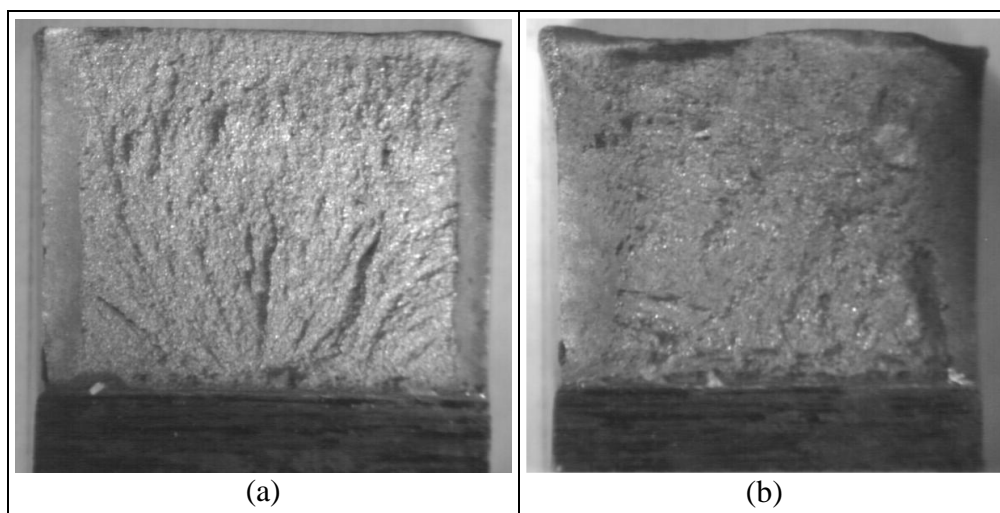


Fig. 43 – Superfici di frattura delle provette di resilienza C\2 (a) e C\40C (b), provenienti da profondità 40 e 667 mm, rispettivamente, nel blumo C, e provati alla medesima temperatura (175 °C).

La maggiore resilienza delle provette ottenute dal blumo A, rispetto a quelle ottenute dal blumo B, alla temperatura di 175 °C, potrebbe essere correlata al più elevato contenuto di S del blumo B (Tab. 5 a pagina 41).

Quattro ulteriori campioni, ricavati dai campioni ritrattati C/19 e C/37, hanno reso, a temperatura ambiente, resilienze prossime a 20 J. Quest'ultimo valore, sebbene sia in termini assoluti insoddisfacente, tuttavia costituisce un incremento sostanziale rispetto alla resilienza a temperatura ambiente della microstruttura originaria del blumo C, pari a circa 10 J, ed è anche superiore rispetto al valore riscontrato nel blumo A, circa 15 J.

3.8. *Frattografia*

Le superfici di frattura di alcune provette rotte nel corso di prove di trazione, di resilienza e di tenacità a frattura sono state esaminate mediante microscopia elettronica. A questo scopo i frammenti sono stati troncati (per asportazione di truciolo a freddo) a circa 10 mm dalle superfici di frattura. Durante questa operazione le superfici sono state protette con una pellicola polimerica, depositata a spruzzo e successivamente rimossa con acetone.

3.8.1. Superfici delle provette di trazione

Sono state esaminate le superfici di frattura di alcune provette di trazione sia originarie, provenienti dai blumi A e B, sia ritratte, provenienti dai blumi A e C.

Tutte le superfici esaminate presentano, su scala microscopica, morfologie derivante da processi di frattura per coalescenza di microvuoti; in particolare, in alcuni casi¹ è stata osservata la coalescenza di microvuoti di minor dimensione su piani di instabilità di taglio compresi tra microvuoti di maggior dimensione³⁵.

Su scala macroscopica, tuttavia, le superfici di frattura di provette diverse presentano differenze sensibili. In particolare, sulle superfici di frattura dei campioni ottenuti da minor profondità si osservano superfici di scorrimento di taglio, disposte sui fianchi di creste approssimativamente radiali, su grande scala (dell'ordine del millimetro, Fig. 44). Queste superfici di frattura, inoltre, frequentemente si discostano in modo macroscopico ed irregolare dal piano ortogonale all'asse di trazione. Al contrario, le superfici di frattura dei campioni ottenuti dal cuore sono macroscopicamente ortogonali all'asse, ad eccezione di un anello esterno in cui la frattura si verifica secondo la classica morfologia coppa-cono, e non presentano creste di dimensione comparabile a quelle precedentemente descritte. Questo cambiamento della morfologia delle fratture si verifica in concomitanza con la transizione, già osservata nel precedente capitolo 3.6.2 (pagina 61), da maggiori a minori valori di strizione, ed è probabilmente ascrivibile alle stesse ragioni.

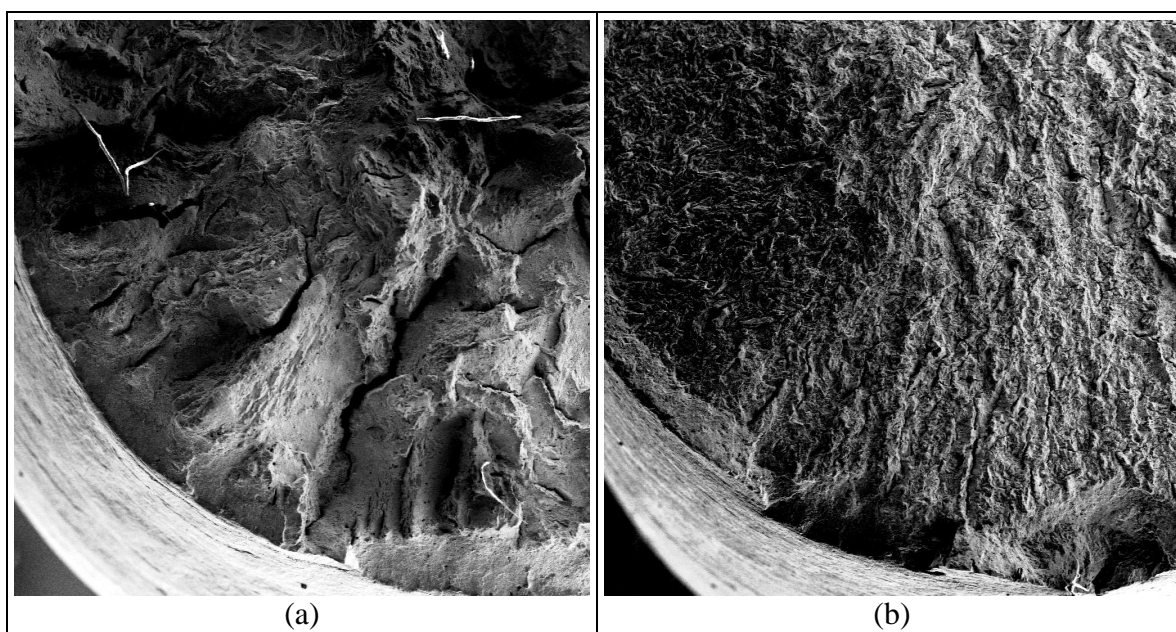


Fig. 44 – Blumo B. Superfici di frattura di campioni di trazione ricavati da profondità 65 mm (a) e 442 mm (cuore, b), osservati al microscopio elettronico a basso ingrandimento (uguale nei due casi). Diametro strizionato 5 mm (a) e 6 mm (b). Superfici di scorrimento di taglio macroscopiche (su una scala di 1 mm, con tracce radiali), evidenti nel campione proveniente dalla profondità minore (a). Le superfici di frattura sono totalmente costituite da microvuoti, in entrambi i casi.

Le superfici di frattura delle provette ottenute dopo i ritrattamenti termici sono tutte tra loro simili e presentano superfici di scorrimento di taglio disposte sui fianchi di creste approssimativamente radiali (Fig. 45), simili a quelle osservate nei campioni originari provenienti dalla superficie dei blumi, in accordo con la similitudine generalmente osservata tra le microstrutture osservate alla superficie dei blumi e quelle osservate nei campioni ritrattati.

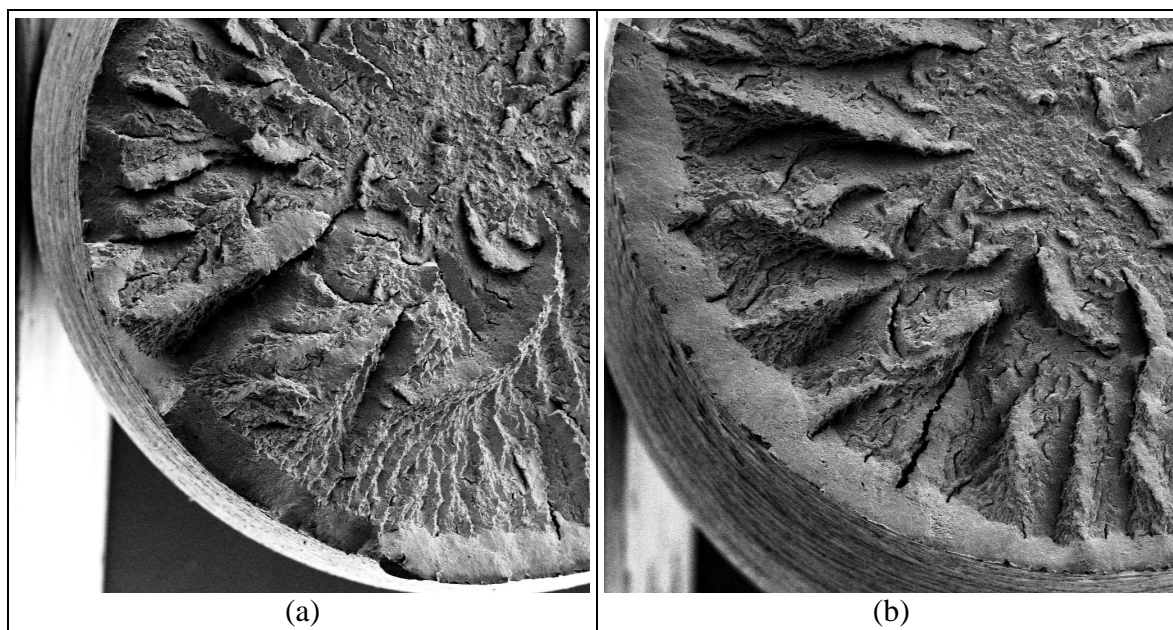


Fig. 45 – Campioni ritrattati termicamente (provenienti dal blumo C). Superfici di frattura dei campioni di trazione C\A1F (a) e C\A6C (b), osservati al microscopio elettronico a basso ingrandimento. Superfici di scorrimento di taglio (con tracce radiali) macroscopiche, simili a quelle osservate nella Fig. 44a. Le superfici di frattura sono totalmente costituite da microvuoti.

3.8.2. Superfici delle provette di resilienza

L'osservazione delle superfici di frattura di alcune provette di microstruttura originaria provenienti dal blumo B ha confermato, anche da un punto di vista microscopico, la natura interamente duttile della frattura nel corso di tutte le prove di resilienza eseguite a 175 °C. Si verificano, tuttavia, lievi differenze morfologiche ascrivibili alla diversa microstruttura delle singole provette, dovuta alla loro profondità originaria nei blumi. In particolare, mentre le provette ottenute dalla superficie presentano soltanto superfici di frattura derivanti dalla coalescenza di microvuoti di sezione approssimativamente circolare (Fig. 46a), quelle ottenute dal cuore presentano anche regioni riconducibili alla frattura di colonie perlitiche (Fig. 46b). Queste ultime morfologie potrebbero aver contribuito alla diminuzione della resilienza in funzione della profondità, per tramite di minori valori locali della deformazione plastica.

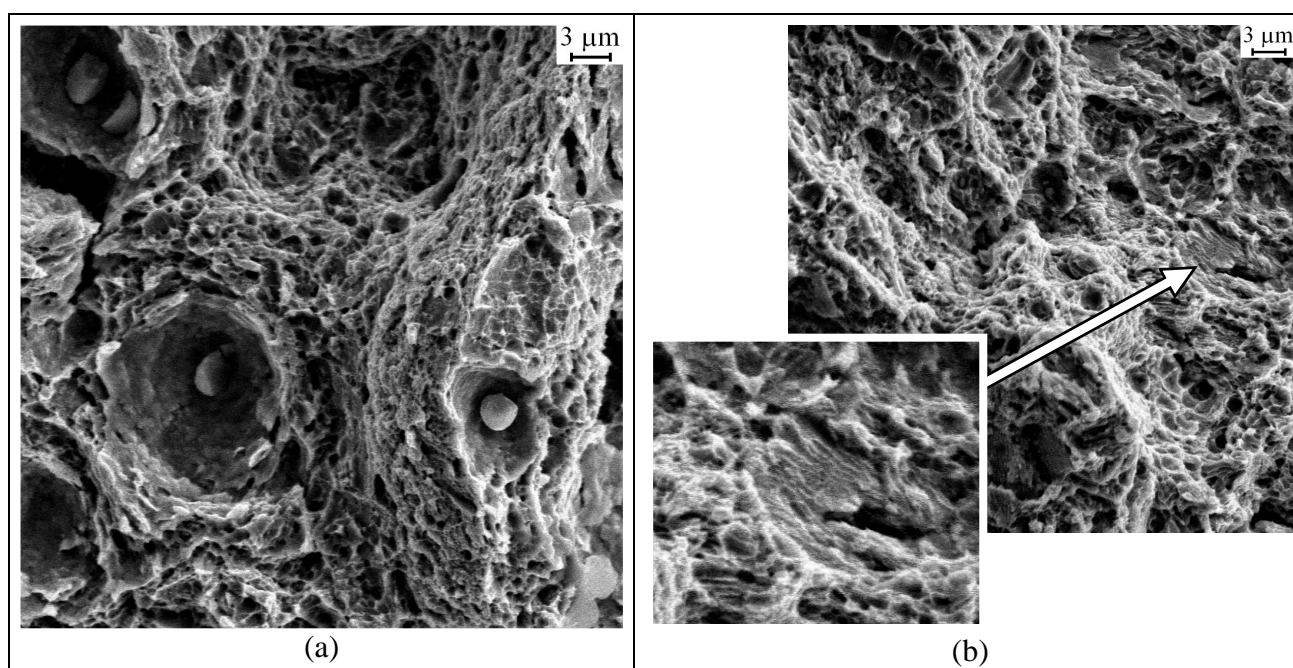


Fig. 46 – Superfici di frattura delle provette di resilienza B\60 (a) e B\33 (b), provenienti da profondità 51 e 426 mm, rispettivamente, nel blumo B, e provati alla medesima temperatura (175 °C). Immagini ottenute nella regione centrale di ciascuna superficie. Frattura completamente duttile.

Nel caso dei campioni provenienti dai blumi A e C, invece, l'osservazione al microscopio elettronico è stata rivolta principalmente ad esaminare le morfologie di frattura riscontrate nella parte centrale macroscopicamente fragile di ciascuna superficie di frattura.

Le superfici di frattura di due provette provenienti dal blumo A, rotte a temperatura ambiente e sottoposte ad esame frattografico da parte dei ricercatori del Politecnico di Milano¹²⁵, sono costituite, nella parte centrale, prevalentemente da superfici di clivaggio e di frattura intergranulare.

Per quanto concerne le microstrutture originarie dei blumi, nella provetta ricavata dalla minor profondità (40 mm) la regione centrale è costituita quasi completamente da superfici di frattura intergranulare (Fig. 47a); all'aumentare della profondità, la frazione di frattura intergranulare si riduce, a vantaggio della frattura per clivaggio o per quasi-clivaggio (Fig. 47b,c); a cuore, non si osserva più nessuna superficie intergranulare, bensì soltanto superfici fragili di clivaggio e, contemporaneamente, si osserva invece una significativa frazione di frattura duttile anche nella regione centrale macroscopicamente fragile (Fig. 47d).

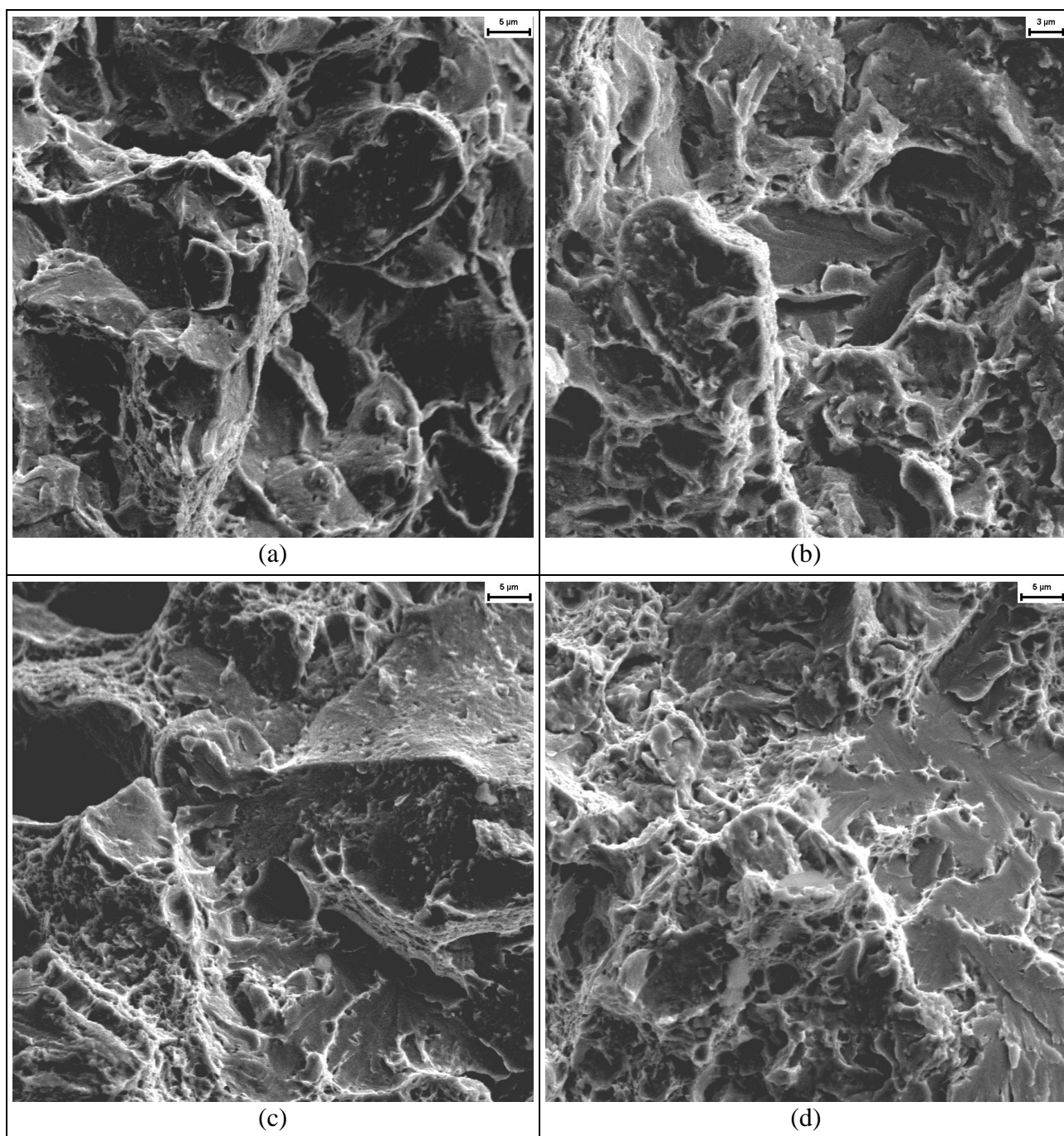


Fig. 47 – Superfici di frattura delle provette di resilienza C\2 (a), C\7C (b), C\23 (c) e C\40C (d), provenienti da profondità 40, 123, 387 e 667 mm, rispettivamente, nel blumo C, e provati alla medesima temperatura (175°C). Regione centrale, macroscopicamente fragile, di ciascuna provetta.

Non è tuttavia possibile correlare queste differenze con la resilienza, in quanto le variazioni di resilienza sono determinate essenzialmente dal contributo delle regioni duttili circostanti, la cui estensione aumenta con la profondità originaria delle provette.

Nel caso dei campioni ritrattati, infine, le porzioni centrali fragili delle loro superfici di frattura sono essenzialmente costituite da frattura intergranulare, simile anche per dimensioni a quella osservata nelle provette di microstruttura originaria provenienti da punti prossimi alla superficie dei blumi (Fig. 48), nonostante la sostanziale differenza delle temperature di prova (temperatura ambiente per le provette ricavate da campioni ritrattati e 175 ° per quelle di microstruttura originaria).

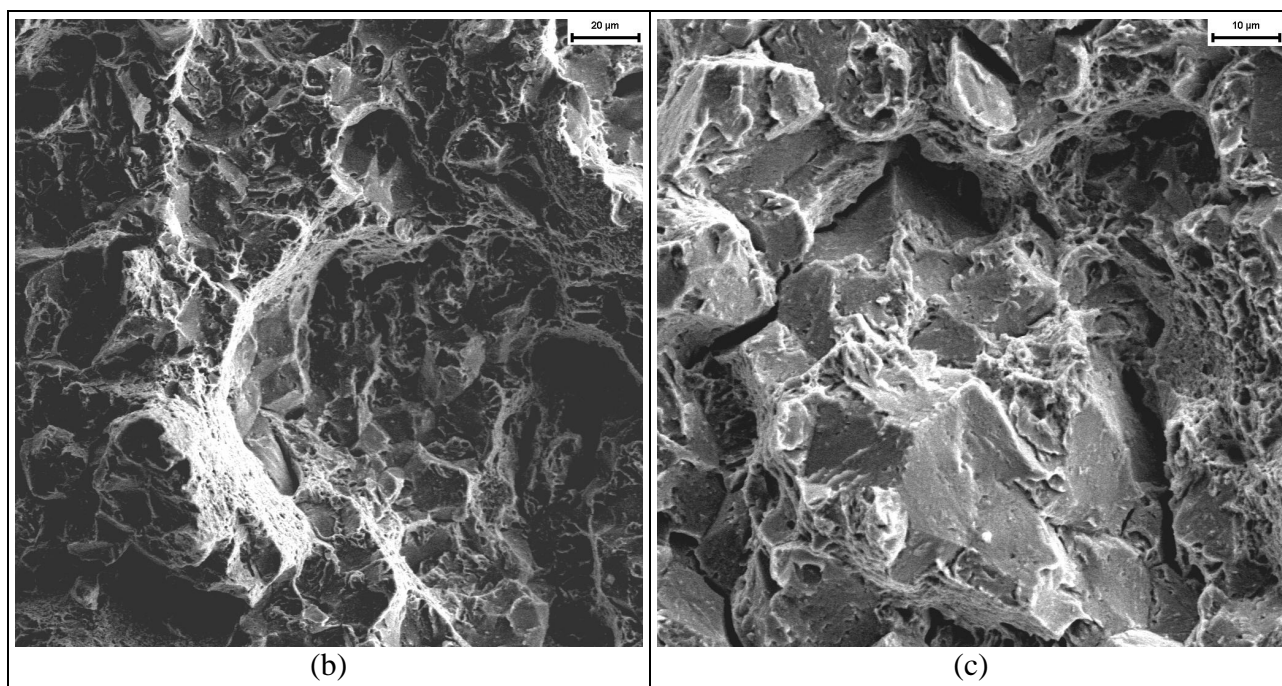


Fig. 48 – Superfici di frattura delle provette di resilienza C\19i (a) e C\37C (b), ricavati da campioni sottoposti a ritrattamento termico e rotti a temperatura ambiente. Regione centrale, macroscopicamente fragile, di ciascuna provetta.

3.8.3. Superfici delle provette di tenacità a frattura

Provette di microstruttura originaria

Le superfici di frattura di tutte le provette per K_{Ic} di microstruttura originaria, ricavate sia dal blumo A sia dal blumo C, presentano labbra duttili ridottissime, indicativamente ampie meno di 0,25 mm, oppure del tutto assenti (per esempio nella provetta A\O). Inoltre, presso l'apice della precricche, tutte queste provette presentano transizioni pressoché immediate dalla frattura per fatica a quella per propagazione fragile della cricca; non sono state osservate, in tali zone, né superfici di lacerazione plastica, né superfici duttili di scorrimento di taglio, con la parziale eccezione del solo campione A\O, in cui superfici duttili di scorrimento di taglio sono state osservate in modo discontinuo lungo l'apice della precricca.

La superficie di frattura della provetta A\O, proveniente da profondità 117 mm, è pressoché completamente intergranulare (ad eccezione di alcune piccole zone di transizione duttili oppure di quasi-clivaggio), con faccette caratterizzate da spigoli e superfici di elevata curvatura a dalla presenza di alcuni segni di segregazione (Fig. 49a). La dimensione tipica delle faccette intergranulari è dell'ordine di oltre 100 μm, tuttavia sono state osservate anche zone isolate con faccette intergranulari di dimensione molto inferiore.

Nel caso della provette A\O1, invece, proveniente da profondità maggiore (272 mm), la frattura è di tipo misto e presenta superfici di frattura intergranulare, di dimensione simile a quelle osservate nel caso precedente, isolate regioni di clivaggio o quasi-clivaggio e superfici duttili con microvuoti poco profondi (Fig. 49b).

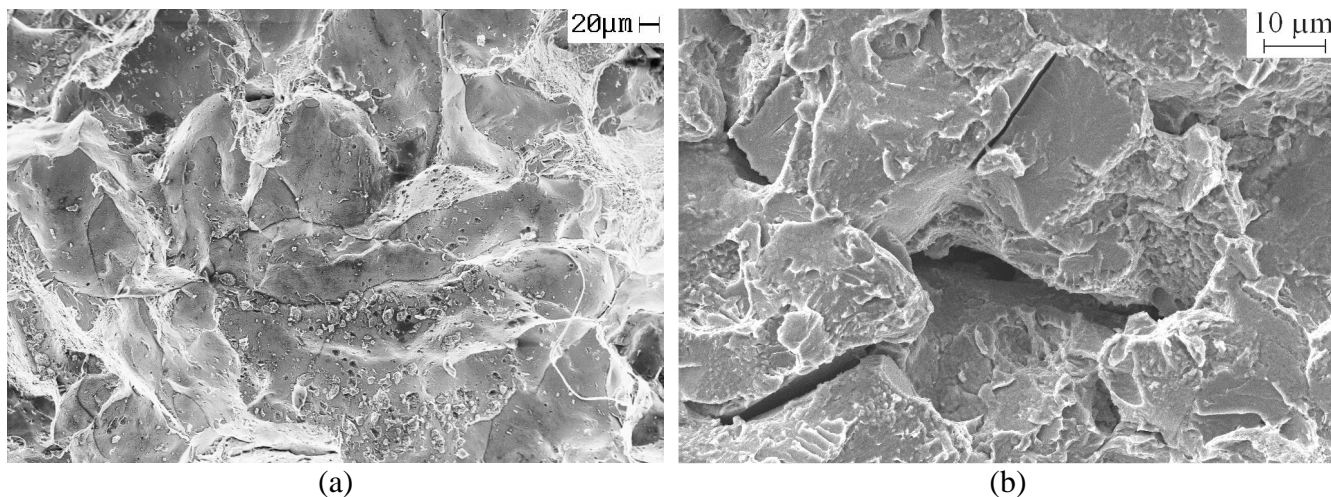


Fig. 49 – Superfici di frattura delle provette provenienti dal blumo A. Frattura quasi completamente intergranulare della provetta A\O, proveniente da profondità 117 mm (a) e superficie di frattura mista, con regioni intergranulari e regioni di quasi clivaggio, della provetta A\O1, proveniente da profondità 272 mm (b).

Per quanto concerne, invece, le provette provenienti dal blumo C, la superficie di frattura della provetta C\B1, ricavata alla profondità di 60 mm, è essenzialmente fragile (Fig. 50); non sono state, infatti, osservate regioni significative di frattura duttile per coalescenza di microvuoti, ad eccezione soltanto delle menzionate labbra di taglio laterali e di piccole zone di transizione tra domini fragili adiacenti.

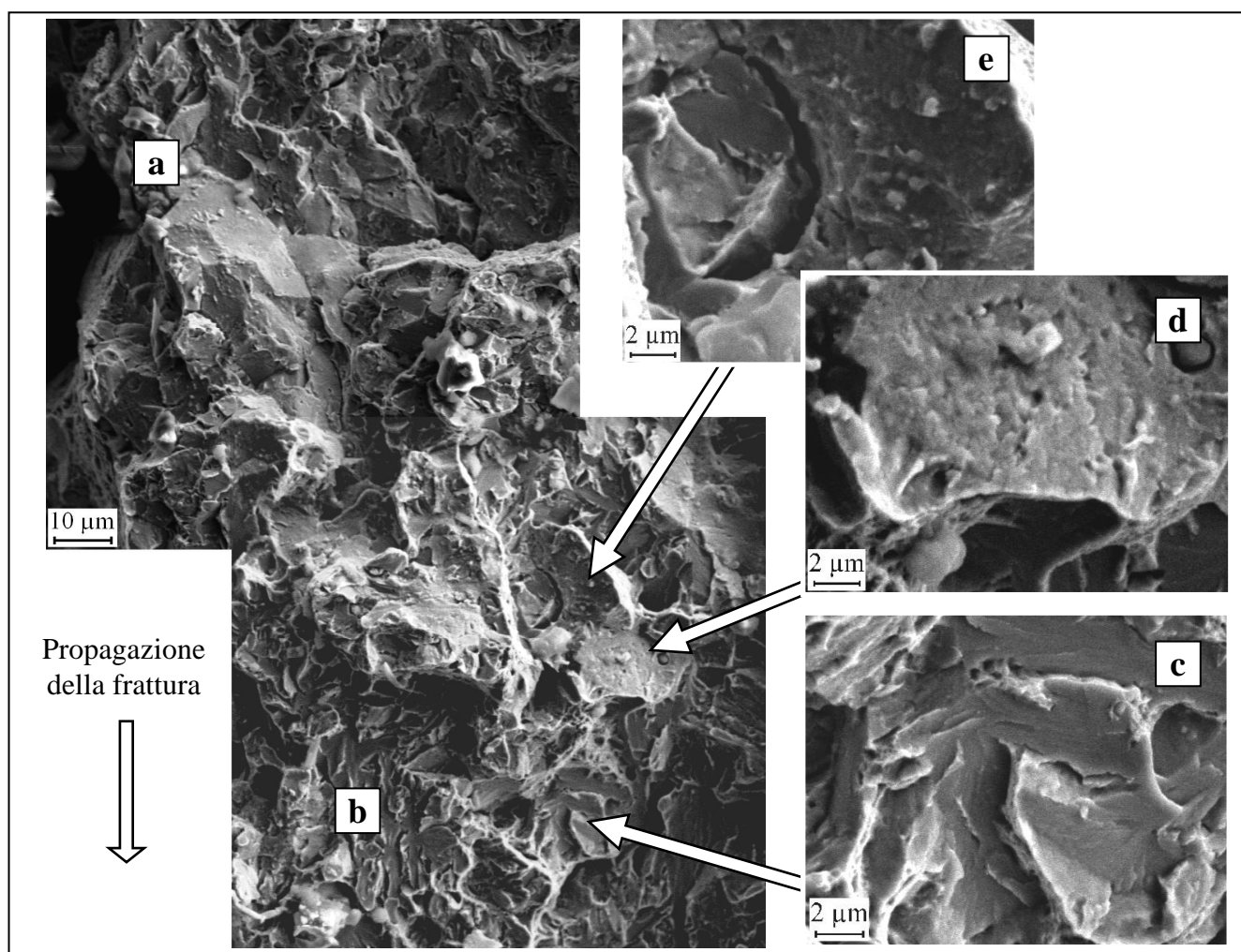


Fig. 50 – Superficie di frattura della provetta C\B1, ricavata a profondità 60 mm. Regioni adiacenti di frattura intergranulare (a) e di clivaggio (b). Dettagli: clivaggio (c), faccette isolate di frattura intergranulare con probabili segregazioni (d,e).

Le superfici di frattura fragile sono in alternativa o faccette di clivaggio (Fig. 50b, c), oppure faccette di grani esposte a seguito di una frattura intergranulare (Fig. 50a); queste ultime possono essere sia tra loro adiacenti (evidenziando gli spigoli dei grani), sia anche isolate, e, talvolta, presentano segregazioni (Fig. 50d,e). Tra regioni di clivaggio adiacenti diversamente orientate, probabilmente pertinenti a grani distinti, nonché tra regioni di clivaggio e regioni intergranulari, sono normalmente presenti piccole zone duttili di transizione. La dimensione caratteristica delle faccette intergranulari e delle regioni di clivaggio ininterrotto (pertinenti a grani ferritici quasi isoorientati), è dell'ordine dei 10 μm .

Nella provetta ricavata dalla profondità di 145 mm (denominata C\B2), tuttavia, non è più stata osservata una frazione importante di superficie intergranulare, mentre sono state osservate un'importante frazione di superficie di clivaggio ed anche alcune superfici duttili caratterizzate da microvuoti poco profondi. Questa evoluzione delle superfici di frattura è stata confermata anche dalla provetta successiva ricavata alla profondità di 230 mm (Fig. 51). Quest'ultima provetta, infatti, presenta una importante, sebbene decrescente, frazione di superficie di frattura per clivaggio (Fig. 51a) e soltanto pochi segni di frattura intergranulare (Fig. 51b, c). Inoltre, presenta una significativa frazione di superficie di frattura duttile, con microvuoti ampi circa 1 μm , poco profondi in rapporto al loro diametro (pressoché emisferici, Fig. 51d) e, quindi, probabilmente derivanti da una deformazione plastica minore, rispetto ai microvuoti che si osservano nelle zone duttili di transizione tra grani adiacenti (Fig. 51e).

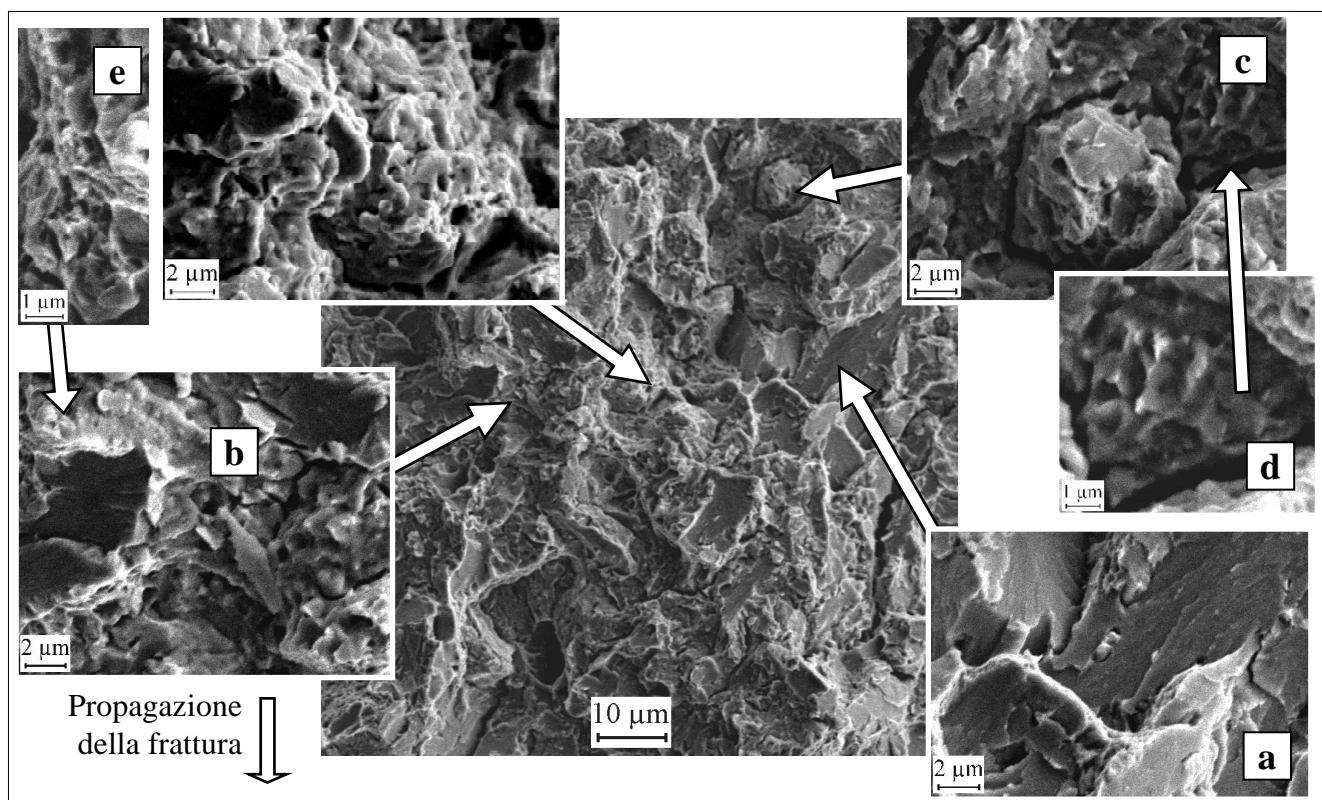


Fig. 51 - Superficie di frattura della provetta C\B3 ricavata a profondità 230 mm. Frazione di superficie di clivaggio (a) decrescente rispetto alla profondità minore, ma ancora importante. Rari segni di frattura intergranulare: porzioni isolate di faccette di grano (b), cricche secondarie (c). Aree di frattura duttile con microvuoti emisferici ampi circa 1 μm (d), in contrasto con i microvuoti più piccoli, ma proporzionalmente più profondi osservati nelle zone duttili di transizione tra grani adiacenti (e).

La superficie di frattura della provetta ricavata alla profondità di 395 mm (Fig. 52) presenta una frazione crescente delle sopra descritte regioni di frattura duttile con microvuoti poco profondi (dettaglio in Fig. 52), quasi nessun segno di frattura intergranulare ed una frazione ancora grande di superfici di clivaggio.

La superficie di frattura della provetta ricavata alla profondità di 565 mm (Fig. 53) presenta prevalentemente aree duttili ed aree di clivaggio simili a quelle descritte nei casi immediatamente precedenti, con un ulteriore incremento della frazione di superficie di frattura duttile; tuttavia, sono state osservate anche alcune aree isolate con segni di frattura intergranulare (microcricche trasversali, Fig. 53b) e un caso di frattura attraverso una colonia perlitica (Fig. 53c)

La superficie di frattura della provetta ricavata dal centro del blumo (profondità 565 mm), osservata da ricercatori del Politecnico di Milano¹²⁵, ha presentato caratteristiche sostanzialmente simili a quelle osservate e descritte alle profondità immediatamente precedenti, in particolare per quanto riguarda la presenza di aree duttili e di clivaggio.

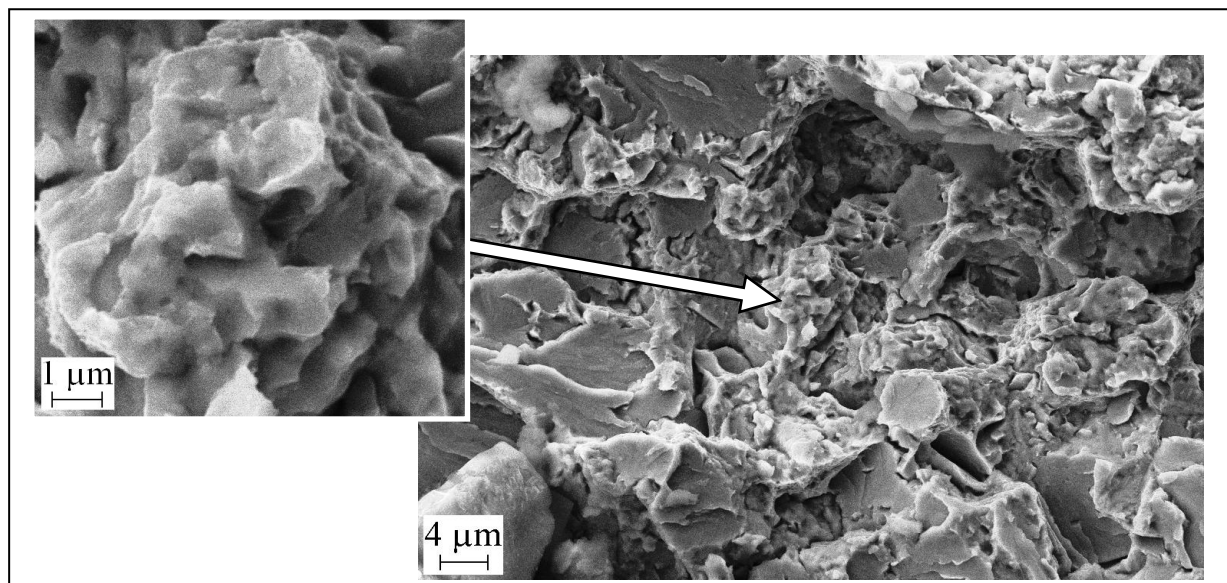


Fig. 52 - Superficie di frattura della provetta C\B5 ricavata a profondità 395 mm. Frazione di frattura duttile crescente, rispetto alle profondità minori.

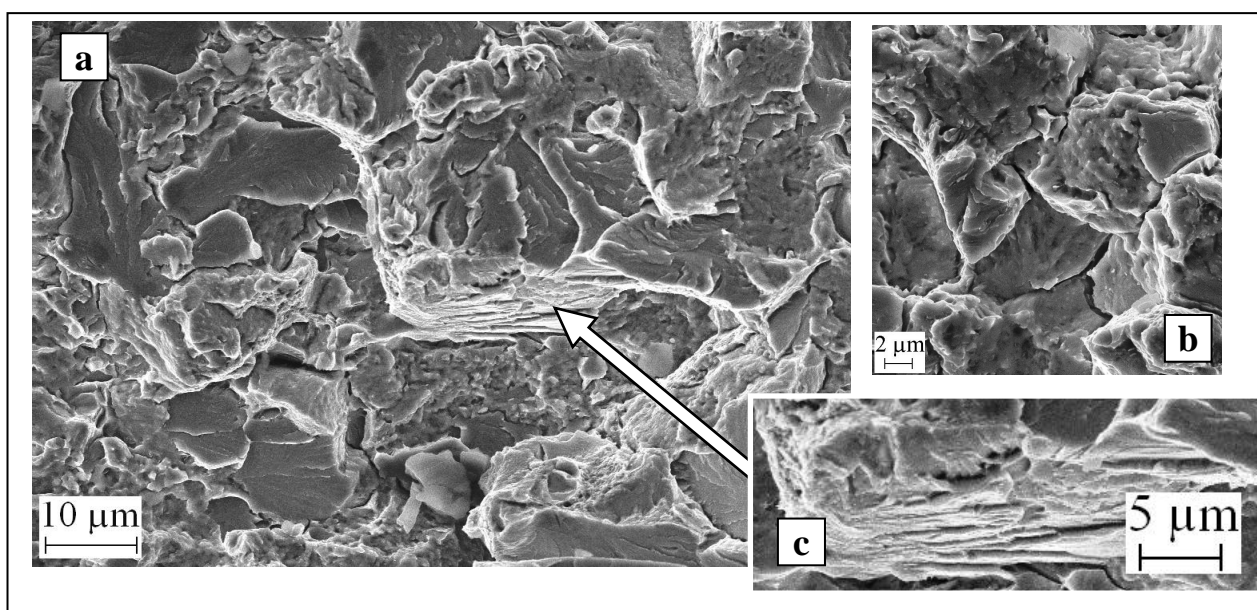


Fig. 53 – Superficie di frattura della provetta C\B7, ricavata a profondità 565 mm. Zone di clivaggio e zone duttili, simili a quelle osservate alle profondità inferiori, con una crescente frazione delle seconde (a); area isolata con microcricche trasversali (b); caso isolato di frattura attraverso una colonia perlitica (c).

Provette ritratte

Le provette ricavate dai campioni ribonificati A\QT ed A\NT, provenienti dal blumo A, hanno presentato superfici di frattura tra loro sostanzialmente simili. Entrambe presentano labbra duttili laterali di larghezza inferiore ad 1 mm, ma comunque molto maggiore rispetto ai campioni di microstruttura originaria ed anche rispetto ai campioni ritratti di maggiori dimensioni. Ciascuna delle due provette, inoltre, presenta, in prossimità dell'apice della precricca, una striscia di frattura prevalentemente duttile (ampia fino a 0,4 mm nel campione A\NT), caratterizzata da creste trasversali (parallele al fronte della cricca, Fig. 54a), i cui fianchi sono superfici di scorrimento di taglio (Fig. 54b). Queste ultime superfici sono costituite da microvuoti, mentre tra l'una e l'altra cresta duttile si osservano piccole regioni di

clivaggio complesso. Al di là di queste regioni di inizio della frattura, in entrambi i campioni la propagazione fragile della cricca si è verificata essenzialmente con la creazione di superfici di frattura intergranulare, con qualche piccola area di quasi-clivaggio (Fig. 54c,d) e qualche piccola zona duttile di transizione. La frattura intergranulare espone faccette di dimensione tipica 10 μm , prive di evidenti segregazioni e caratterizzate da una curvatura limitata, a paragone delle faccette intergranulari osservate nei campioni a microstruttura originaria A\O ed A\O1.

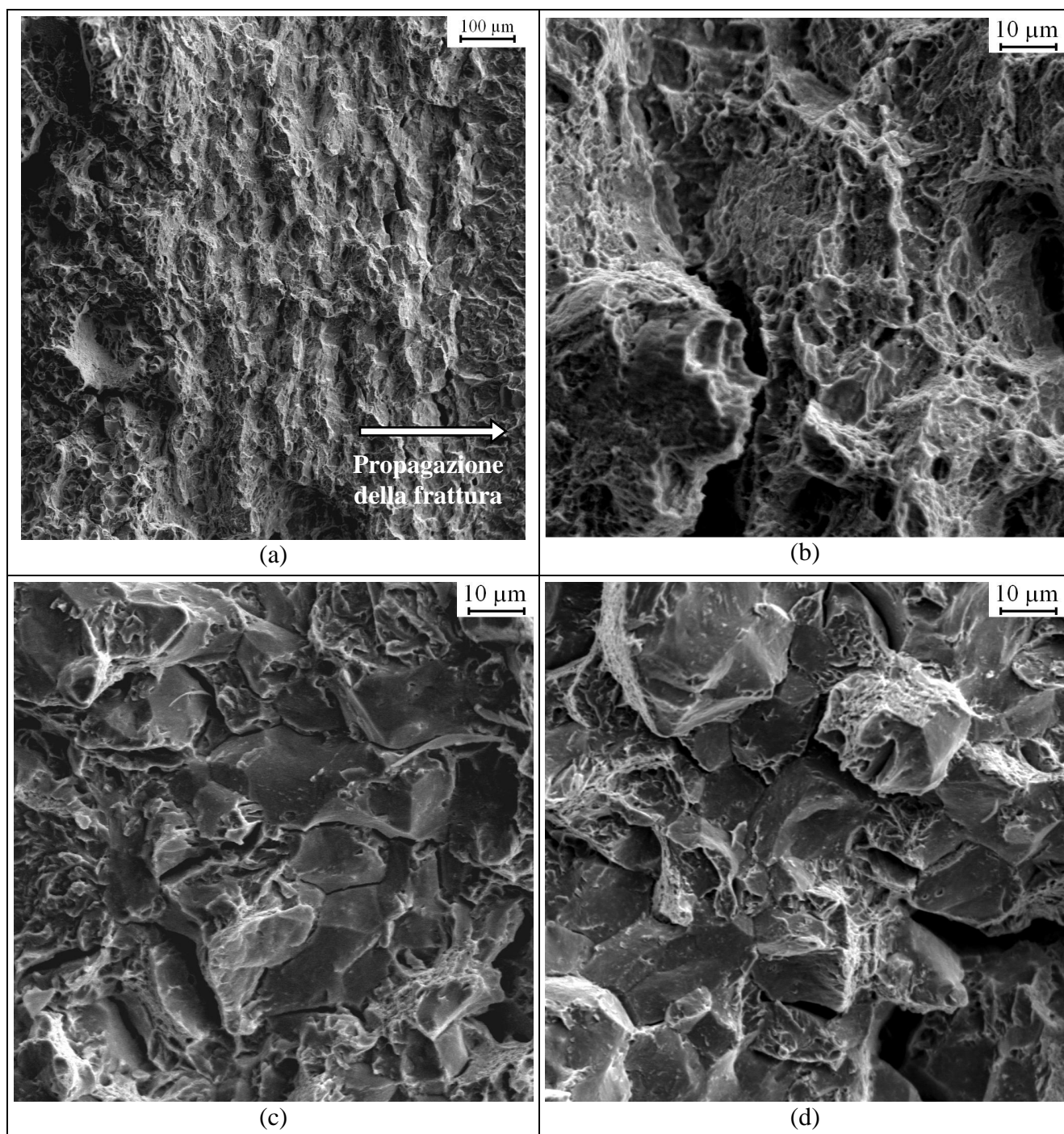


Fig. 54 – Superfici di frattura dei campioni ritrattati provenienti dal blumo A. Striscia di frattura su piani di scorrimento di taglio, presso l’apice della precricca, nella provetta A\NT (a) e dettaglio della frattura duttile in questa striscia (b). Superfici di frattura di propagazione fragile nelle provette A\NT ed A\QT (c, d)

Nelle provette ritrattate della serie C\A(n) si verifica una situazione simile; infatti, in tutti i casi esaminati è stata osservata la presenza di una regione completamente duttile presso l’apice della precricca, sostanzialmente analoga a quelle già descritte, ma di minor estensione (Fig. 55a,b). L’estensione di queste strisce duttili, misurata nella direzione di avanzamento della cricca, è dell’ordine di 15 e 50 μm , rispettivamente, nelle provette C\A1 e C\A3, le quali hanno reso tenacità a frattura pari a 63 e 103

MPa \sqrt{m} . Al di là di queste regioni iniziali duttili, le superfici di frattura realizzate durante la propagazione fragile della cricca sono di natura mista, comprendendo sia superfici di frattura intergranulare (Fig. 55c), sia superfici di quasi-clivaggio (Fig. 55d), in frazioni simili. Anche in questo caso, la dimensione caratteristica delle faccette intergranulari è dell'ordine di 10 μm .

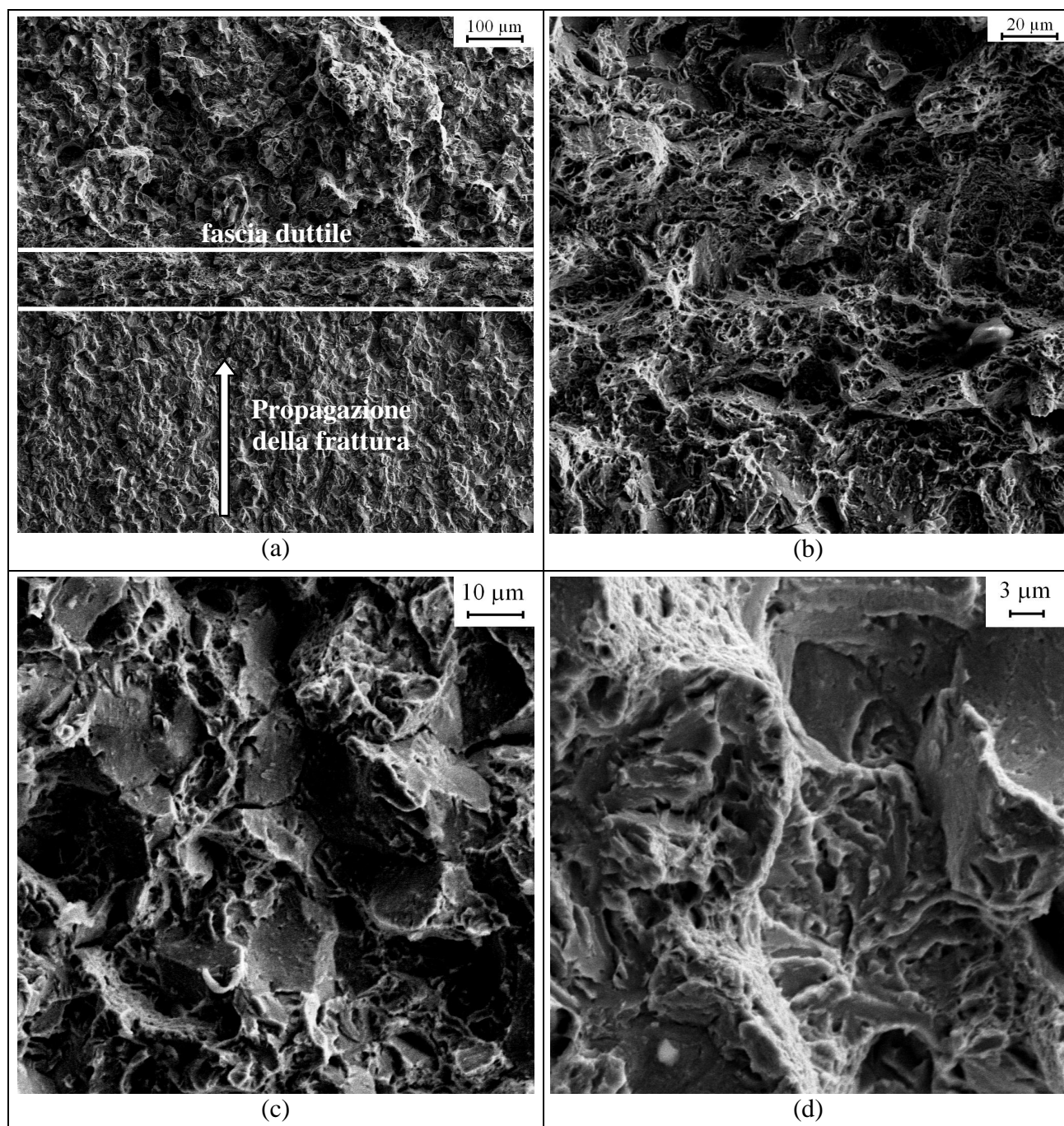


Fig. 55 - Superfici di frattura di campioni ritrattati provenienti dal blumo C. Striscia di frattura duttile, presso l'apice della precricca, nella provetta C\A3 (a) e dettaglio (b). Superfici di frattura di propagazione fragile nella provette C\A1: frattura intergranulare (c) e quasi-clivaggio (d).

Nel corso dell'osservazione delle superfici di frattura delle provette della serie C\A(n) sono state osservate ed analizzate mediante EDS alcune inclusioni sferoidali, che sono state identificate prevalentemente come solfuri di calcio, mediante una microanalisi EDS (Fig. 56).

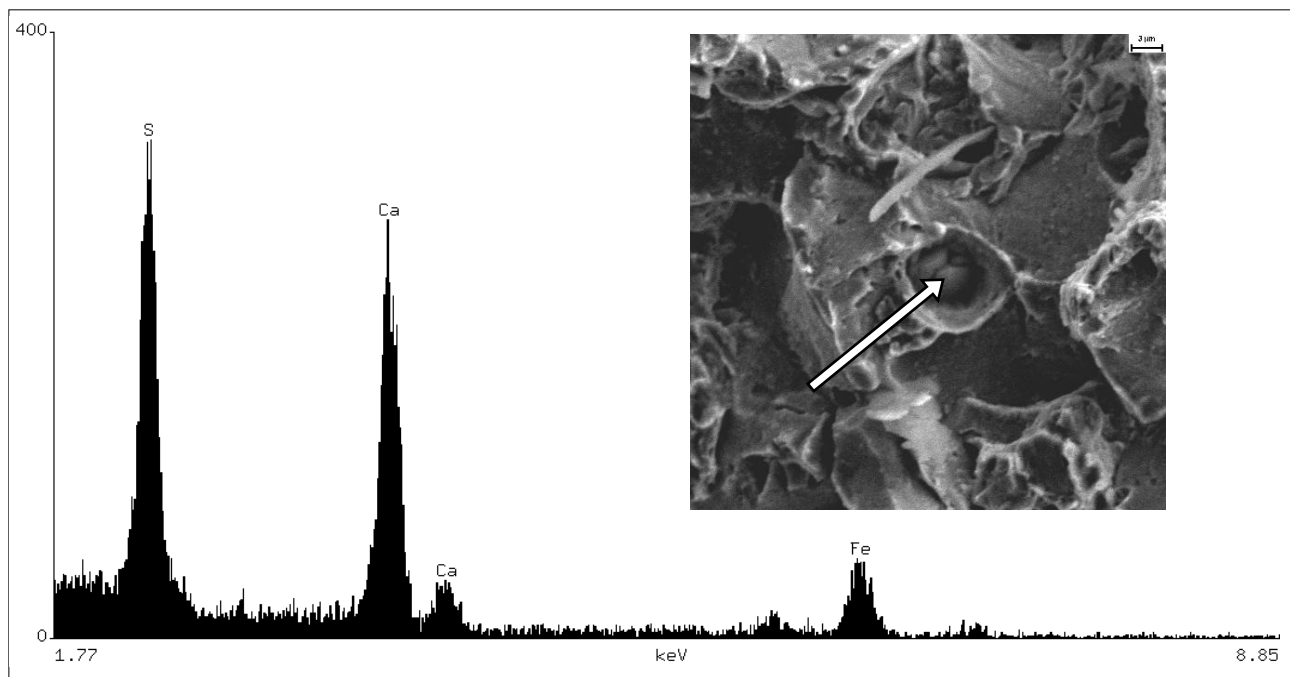


Fig. 56 – Analisi EDS di una inclusione di solfuro di calcio osservata sulla superficie di frattura della provetta C\A1.

Confronto e discussione

Nel caso dei campioni di microstruttura originaria la dimensione delle faccette esposte dalla frattura intergranulare (ed anche delle regioni di clivaggio ininterrotto), sia nei campioni provenienti dal blumo A (circa 100 μm) sia in quelli provenienti dal blumo B (circa 10 μm), è in discreto accordo con le rispettive dimensioni dei precedenti grani austenitici (la cui misura è stata descritta nel capitolo 3.5.1 a pagina 43). Inoltre, è generalmente riconosciuto che la frattura intergranulare è resa possibile dalla presenza di segregazioni elementari presso i bordi dei grani, che generalmente hanno origine durante l'austenitizzazione⁴⁵. Pertanto, si ritiene che la frattura intergranulare, in tutti i casi esaminati, avvenga lungo i bordi dei precedenti grani austenitici. Questa conclusione implica che la dimensione tipica dei precedenti grani austenitici dei campioni ritrattati (non direttamente misurati) sia dell'ordine di 10 μm in tutti i casi. Quest'ultima ipotesi è verosimile; infatti, in primo luogo, pare ragionevole che si riscontrino valori simili di dimensione del grano austenitico sia per i campioni provenienti dal blumo A sia per quelli provenienti dal blumo C, nonostante che i due blumi presentassero in origine grani austenitici di dimensione molto diversa, in quanto le temperature ed i tempi di ri-austenitizzazione sono simili nei due casi, mentre è possibile che l'austenitizzazione dell'uno e dell'altro blumo fosse stata condotta in condizioni sensibilmente diverse. In secondo luogo, nel caso del blumo A, la molto minore dimensione del grano austenitico ottenuta durante la ri-austenitizzazione, rispetto a ciò che si era verificato nell'austenitizzazione del blumo, si può spiegare sia con la maggior durata dell'austenitizzazione del blumo (resa necessaria dalle maggiori dimensioni), sia anche con una differenza nelle microstrutture precedenti.

Per quanto concerne la natura degli elementi infragilenti, poiché i blumi vengono usualmente sottoposti a trattamenti termici di deidrogenazione, si può ritenere che la frattura intergranulare non sia dovuta alla presenza di idrogeno, bensì di altri elementi, quali, per esempio, fosforo o zolfo.

La frattura intergranulare si verifica, in entrambi i blumi esaminati, nei campioni ritrattati e nei campioni originari provenienti dalle minori profondità, ma non nei campioni originari provenienti da profondità maggiori. Questo risultato concorda con l'osservazione (descritta nel precedente capitolo 3.8.2 a pagina 68) delle superfici di frattura dei campioni di resilienza originari e ritrattati ricavati dal blumo C. D'altra parte, nella letteratura concernente gli acciai da bonifica, la frattura intergranulare è frequentemente associata alla fragilità da rinvenimento della martensite^{45*}. Pertanto, si può concludere che, nell'acciaio in esame, la frattura intergranulare sia un modo di frattura fragile caratteristico della martensite rinvenuta, ma non della bainite, né della perlite.

* Sebbene a temperature di rinvenimento minori di quelle impiegate per l'acciaio 1.2738.

Si osserva inoltre, una sensibile differenza tra i campioni ritrattati provenienti dal blumo A, le cui superfici di frattura sono completamente intergranulari, e quelli provenienti dal blumo C, le cui superfici di frattura sono solo in parte intergranulari. Sembra ragionevole, ipotizzare che questa differenza sia riconducibile piuttosto alla composizione chimica che non al trattamento termico, essendo quest'ultimo sostanzialmente simile nei due casi*. In particolare, il contenuto di fosforo del blumo A è alquanto maggiore rispetto a quello del blumo C (0,008 anziché 0,006 % in massa, capitolo 3.4 a pagina 41). È vero che il blumo A, invece, ha un minor contenuto di zolfo, tuttavia, secondo Briant e Banerji⁴⁵, il fosforo è più importante dello zolfo come elemento infragilente in relazione alla frattura intergranulare e potrebbe, quindi, essere la ragione del diverso comportamento delle due colate.

Le superfici di frattura dei campioni qui discussi (ed anche quelle dei campioni di resilienza provenienti dal blumo C, descritte nel capitolo 3.8.2 a pagina 68, nella loro parte centrale), sono frequentemente di tipo misto, cioè presentano diversi meccanismi microscopici di frattura in regioni adiacenti di dimensione paragonabile alla scala dimensionale tipica della microstruttura (per esempio al precedente grano austenitico). Nel caso dei campioni ritrattati della serie C\A(n), ed anche dei campioni originari provenienti dalle minori profondità, la cui microstruttura presenta sostanzialmente un solo costituente, si deve concludere che, a temperatura ambiente, i diversi modi di frattura osservati, per esempio frattura intergranulare e clivaggio, sono tra loro in competizione e localmente si verifica l'uno oppure l'altro in funzione, per esempio, della più o meno favorevole disposizione dei piani di clivaggio, oppure dei precedenti bordi di grano austenitici, rispetto al piano di frattura macroscopico. Al contrario, nelle provette costituite da microstrutture miste, è possibile che i diversi meccanismi microscopici di frattura siano almeno in parte associati ai diversi costituenti.

In particolare, le superfici di frattura duttili caratterizzate da microvuoti ampi circa 1 μm e poco profondi (pressoché emisferici), che si osservano nei campioni originari della serie C\A(n) ricavati da profondità superiori a 145 mm, in frazione crescente con la profondità, ma sono invece assenti dalla superficie di frattura della provetta più superficiale (a profondità 60 mm), compaiono nel medesimo intervallo di profondità in cui si verifica la transizione microstrutturale dalla martensite rinvenuta alle bainite rinvenute. Si può, dunque, ipotizzare che questo modo di frattura microscopico sia correlato alla presenza di bainite e che, dunque, questi microvuoti si sviluppino attorno ai carburi (oppure alle colonie di carburi) della bainite.

L'associazione tra i diversi modi di frattura microscopici ed i diversi costituenti, tuttavia, senza dubbio non è univoca e, comunque, non può essere determinata in modo puntuale; infatti, per esempio, le superfici di frattura di alcuni campioni ritrattati, oppure provenienti dalla superficie dei blumi, che consistono essenzialmente di un solo costituente (martensite rinvenuta), hanno presentato almeno due modi di frattura microscopici concomitanti, cioè frattura intergranulare e clivaggio. Inoltre, solo in un punto isolato della provetta C\B7 è stata riscontrata una morfologia di frattura duttile riconducibile con certezza alla perlite (Fig. 53). È vero che, nelle microstrutture miste, la frazione della superficie di frattura, che attraversa uno dei costituenti, può essere molto diversa dalla frazione volumica del medesimo costituente; tuttavia, a profondità superiori a 453 mm (nel blumo C) la frazione volumica di perlite aumenta rapidamente ed a cuore diventa quasi unitaria (capitolo 3.5.2 a pagina 47), quindi si deve presumere che almeno una parte significativa della superficie di frattura concernenti queste profondità attraversino la perlite e, dunque, che anche la perlite sia coinvolta negli altri meccanismi microscopici di frattura evidenziati[†]. Si può, dunque, supporre che, nei campioni provenienti dalle profondità maggiori, nel blumo C, almeno una parte delle superfici di frattura duttili sopra descritte attraversino la perlite e non si può nemmeno escludere che anche una parte delle superfici di clivaggio interessino lo stesso costituente.

L'incremento della tenacità a frattura osservato nei campioni di microstruttura originaria, in funzione della profondità, si può senza dubbio associare al corrispondente incremento della frazione di superficie

* In particolare, la velocità di raffreddamento del campione A\NT, è stata molto più vicina a quella dei campioni della serie C\A(n) che non a quella del campione A\QT, e tuttavia il suo comportamento è stato, per quanto concerne la frattura intergranulare, del tutto simile a quello del campione A\QT ed, invece, diverso da quello dei campioni della serie C\A(n).

† Per confronto, nelle superficie di frattura completamente duttile della provette di resilienza B\33 (rotta a 175 °C, capitolo 3.8.2 a pagina 68), quasi completamente perlitica, solo una parte della superficie presenta fratture duttili con morfologie localmente anisotrope riconducibili alla struttura lamellare della perlite (Fig. 46b a pag 68), mentre il resto della frattura appare ancora duttile, ma isotropa.

di frattura duttile, perché la deformazione necessaria per creare i microvuoti comporta un assorbimento di energia, nel corso dell'avanzamento della cricca, molto maggiore di quello necessario per la semplice creazione di nuove superfici.

Invece, per quanto riguarda i campioni ritrattati, la correlazione tra le superfici di frattura ed i risultati delle misure deve essere ricercata essenzialmente nelle regioni iniziali di frattura duttile, osservate presso l'apice delle precricche. Poiché le superfici di frattura dei campioni ritrattati, al di là di queste regioni iniziali, non sono molto diverse, né fra loro, né rispetto alle superfici di frattura dei campioni originali provenienti da posizioni superficiali nei blumi, si deve concludere che la molto maggior tenacità dei campioni ritrattati, rispetto a quelli originali, e le consistenti differenze di tenacità riscontrate tra l'uno e l'altro campione ritrattato, in particolare nelle provette della serie C\(\text{n}\), derivino rispettivamente dalla presenza e dall'estensione delle regioni duttili iniziali.

Per esempio, nel caso delle provette C\A1 e C\A3 le regioni di frattura duttile presso l'apice della cricca sono ampie mediamente 15 e 50 μm (nella direzione di avanzamento della cricca), ed i rispettivi valori di tenacità a frattura sono 63 e 103 $\text{MPa}\sqrt{\text{m}}$. Nel campione A\NT, che ha reso il massimo valore di K_q (123 $\text{MPa}\sqrt{\text{m}}$, sebbene non valido, anche per insufficiente spessore), la regione di frattura duttile è ampia in certi punti fino a 400 μm .

Queste regioni di frattura duttile presso l'apice della precricca sono costituite da numerose superfici di scorrimento di taglio (dunque di frattura a modo II³⁵), che sono verosimilmente orientate nelle direzioni di massima tensione tangenziale e possono essere interpretate nell'ambito di un modello bidimensionale di deformazione plastica, con il metodo delle linee di scorrimento plastico (*slip lines*)⁶¹. Questa interpretazione si basa sul presupposto che, precedentemente alla frattura, l'apice della precricca si sia arrotondato, e conduce ad ipotizzare un ventaglio di linee di scorrimento, originate dall'apice arrotondato medesimo (Fig. 57).

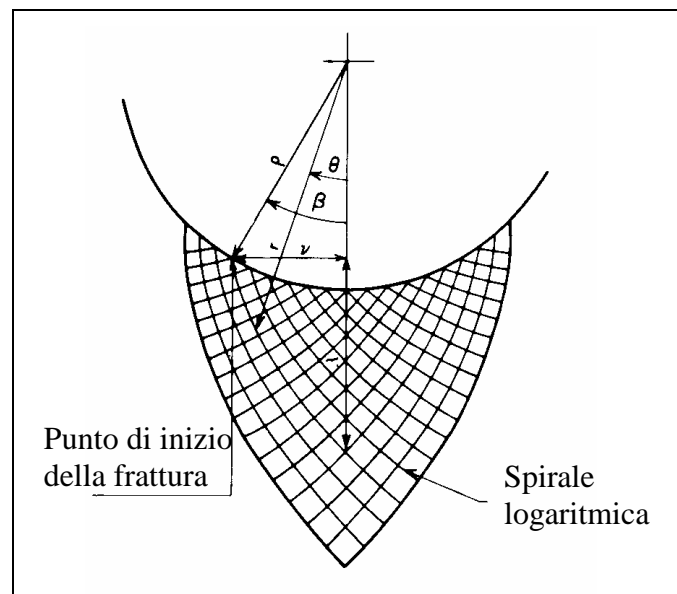


Fig. 57 – Linee di scorrimento in prossimità dell'apice arrotondato di una cricca o intaglio, secondo Firrao *et al.*⁶¹.

Impiegando la classica formula della meccanica della frattura elasto-plastica³⁵:

$$\text{Eq. 1} \quad \text{CTOD} = \frac{4 \cdot K_{Ic}^2}{\pi \cdot R_{p02} \cdot E},$$

in cui E è il modulo elastico e CTOD è l'apertura all'apice della cricca, considerando la tenacità a frattura e la tensione di snervamento medie delle provette ritrattate provenienti dal blumo C ed il modulo elastico dell'acciaio²⁷, e con l'ulteriore ipotesi che il raggio di fondo della precricca, dopo l'arrotondamento, sia circa pari alla metà della CTOD , si ottiene che questo raggio è dell'ordine di 20 μm . Questo valore è confrontabile con la dimensione tipica dei dettagli (per esempio faccette intergranulari e zone di clivaggio ininterrotto) osservate sulla superficie di frattura di schianto. Pertanto, il fatto che il raggio di fondo della precricca non sia stato osservato direttamente, come differenza di altezza tra la superficie di frattura a fatica e quella di frattura di schianto, si può giustificare con il fatto che esso è piccolo rispetto alla

rugosità della superficie di frattura di schianto. D'altra parte, il medesimo raggio è ragionevolmente prossimo alla dimensione tipica della regione di frattura duttile osservata negli stessi campioni. Quindi, si può concludere che il calcolo del raggio di fondo intaglio costituisce una conferma indiretta del (o, perlomeno, non è in contrasto con il) meccanismo ipotizzato per spiegare la formazione della regione duttile all'apice della precricca.

Sebbene la correlazione tra la tenacità a frattura e l'estensione della regione duttile presso l'apice della precricca sia pressoché certa, non altrettanto si può dire delle ragioni per cui, nell'uno o nell'altro campione, nominalmente uguale come microstruttura, questa regione sia più o meno estesa.

Da un punto di vista qualitativo, questo comportamento è coerente con l'ipotesi che, per i campioni ritrattati, la temperatura ambiente sia prossima alla temperatura di transizione, ipotesi che trova conferma anche nel fatto che la resilienza a temperatura ambiente è significativamente maggiore, per i campioni ritrattati, rispetto a quelli originari, la cui temperatura di transizione è superiore alla temperatura ambiente (capitolo 3.7.2 a pagina 65).

Invece, da un punto di vista microscopico, l'osservazione, in alcuni punti, sulle superfici di frattura di queste provette, di inclusioni isolate come quella illustrata ed analizzata in Fig. 56 a pagina 76, suggerisce una possibile spiegazione. Si può ipotizzare che la transizione dalla frattura duttile iniziale alla successiva propagazione fragile della cricca avvenga nel momento in cui il punto di massima tensione, che, in base ai modelli elastoplastici, si trova poco innanzi all'apice³⁵, raggiunge una simile inclusione, la cui frattura innesci la successiva propagazione fragile della cricca. Se il numero di tali difetti per unità di volume fosse estremamente ridotto, allora la distanza media tra l'apice della precricca ed il più vicino di questi difetti potrebbe essere sensibilmente diversa in diversi campioni e, quindi, giustificare la diversa estensione delle regioni duttili osservate presso l'apice delle precricche.

Se, da un lato, è verosimile che la concentrazione di simili difetti sia molto bassa, in virtù del ridottissimo contenuto di zolfo dell'acciaio in esame (il difetto esaminato in Fig. 56 è risultato essere un solfuro), dall'altro lato non vi sono prove discriminanti in favore dell'ipotesi appena enunciata. Infatti, né l'inclusione in Fig. 56, né le altre inclusioni esaminate, si trovavano in prossimità della transizione tra la regione di frattura duttile iniziale e la regione di propagazione fragile; dunque l'ipotesi enunciata potrebbe essere confermata o smentita solo da un'ulteriore serie di osservazioni specificatamente rivolte ad osservare le superfici di frattura vicine a questa transizione. Purtroppo, siccome le superfici di frattura per propagazione fragile sono di tipo misto, con una importante componente di frattura intergranulare, non è possibile riconoscere indizi della direzione locale di propagazione e seguirli a ritroso fino al punto di nucleazione, come si può, invece, fare sulle superfici di frattura per clivaggio³⁵.

3.9. Analisi del comportamento a fatica

3.9.1. Esecuzione delle misure

Il comportamento a fatica dell'acciaio viene esaminato utilizzando le informazioni raccolte nel corso della precriccatura dei campioni di tenacità a frattura ottenuti dai blumi A e C, descritta nel capitolo 3.3.2 a pagina 37, ovvero le misure di cedevolezza ed i registri dei carichi applicati e dei cicli di fatica eseguiti.

Vengono impiegati metodi di riduzione dei dati simili a quelli proposti dalla norma E647⁹⁴, sebbene le provette ed i metodi utilizzati nel corso della precriccatura siano stati rivolti principalmente allo scopo di preparare le provette per le successive misure di tenacità a frattura, e quindi siano stati in parte non conformi dalla norma E647 e più in generale alla pratica concernente la caratterizzazione del comportamento a fatica e la determinazione dei parametri della legge di Paris.

Tutte le misure di cedevolezza sono state eseguite (in controllo di carico) mediante rampe di carico crescente da 1 kN ad 11 kN, salvo che per i campioni A\O, A\NT ed A\QT, per cui l'intervallo utilizzato è stato da 1 kN a 4 kN (in considerazione delle loro minori dimensioni), e per il campione C\B7 per cui l'intervallo utilizzato è stato da 1 kN a 10 kN. La velocità di applicazione del carico è stata pari a 2 kN/s, ad eccezione dei campioni A\O, A\NT ed A\QT, per i quali è stata usata una velocità di 0.5 kN/s, e di alcune misure iniziali sul campione A\O1 (con velocità variabili, ma non usate nei calcoli) e sul campione C\B7 (con velocità 1 kN/s, e delle quali 7 sono state usate nei calcoli). Sono stati registrati circa 100-120 punti in ciascuna misura.

Affinché la velocità di crescita della cricca non risentisse sensibilmente della storia precedente, nel corso della precriccatura la forza massima applicata è stata ridotta mediante decrementi dell'ordine del 10% (non superiori al 13%) ciascuno e ciascun nuovo livello di carico è stato mantenuto per un numero di cicli tale che la crescita della cricca fosse prossima a (o maggiore di) 0,5 mm, così come viene raccomandato dalla norma E647⁹⁴ nell'ambito del metodo di misura a K decrescenti. In alcuni casi, decrementi sensibilmente più rapidi sono stati eseguiti nella parte finale della precriccatura: tali parti finali non sono state prese in considerazione nell'esame del comportamento a fatica. Nel caso del campione A\O1 la successione dei carichi applicati è stata, per questo ed altri aspetti, insoddisfacente; il comportamento di tale campione è stato ugualmente esaminato, tuttavia i dati da esso ottenuti devono esser considerati affetti da un'incertezza maggiore.

Nell'appendice 7.1 vengono riportati diagrammi riassuntivi della precriccatura di ciascun campione.

3.9.2. Calcolo della cedevolezza e della forza di apertura

La cedevolezza è stata calcolata per interpolazione lineare dei punti spostamento-carico.

È stata calcolata soltanto la cedevolezza in apertura di cricca, mediante gli spostamenti misurati con l'estensimetro, poiché gli spostamenti in linea di carico misurati da un sensore LVDT remoto sono risultati affetti da errori elevati, dipendenti dalle caratteristiche della macchina di prova.

In ciascuna curva spostamento-forza, l'interpolazione è stata eseguita soltanto sulla metà a forza più elevata, allo scopo di evitare l'influenza della non linearità iniziale che in taluni casi era presente, e che si attribuisce al fenomeno dell'apertura della cricca.

Il calcolo della lunghezza della cricca in funzione della cedevolezza richiede la conoscenza del modulo elastico in deformazione piana E' , teoricamente pari ad $E/(1-\nu^2)$. E' è stato calcolato utilizzando la lunghezza finale della cricca di fatica (misura al microscopio dopo la rottura dei campioni) e la cedevolezza finale. Tale metodo, proposto nella norma ritirata ASTM E813⁹⁵ e simile al metodo tuttora adottato nella norma ASTM E561⁹⁶, comporta che la lunghezza finale calcolata della cricca sia esatta (uguale alla misura ottica). I valori di E' ottenuti sono risultati ragionevolmente vicini al valore comunemente accettato per gli acciai (Tab. 8 a pagina 87).

La norma E647⁹⁴ raccomanda di calcolare la forza di apertura della cricca come la minima forza che comporta una cedevolezza prossima (solitamente entro il 2%) a quella caratteristica del campione a cricca completamente aperta. Quest'ultima viene determinata interpolando la porzione (un quarto) a forza maggiore della curva in esame.

Purtroppo, il metodo raccomandato dalla medesima norma per calcolare la cedevolezza in funzione della forza (interpolare linearmente intervalli limitati e parzialmente sovrapposti della curva) non ha potuto

esser applicato nei casi in esame, in quanto i punti del diagramma cedevolezza-forza hanno presentato un'eccessiva dispersione.

Pertanto, sono stati usati due metodi distinti per stimare l'eventualità e l'importanza del fenomeno dell'apertura della cricca.

Come primo metodo, si è verificato se la prima metà della curva (forza inferiore) fosse sensibilmente discosta dalla retta interpolante la seconda metà della medesima curva. Si è usata come distanza discriminante una volta e mezza la massima distanza assoluta tra i punti interpolati e l'interpolante. In caso negativo, il fenomeno di apertura della cricca o non si è verificato, oppure non è percettibile dai dati raccolti. In caso positivo, si è assunta come prima stima della forza di apertura la forza del primo punto che, procedendo da forze minori a forze maggiori, rientrasse entro il criterio scelto. Tale stima naturalmente dipende tanto dal fenomeno fisico quanto dalla dispersione dei dati.

Come secondo metodo, si è interpolata la curva con un polinomio; la derivata di tale polinomio rispetto alla forza ha il significato di cedevolezza in funzione della forza, dunque, in analogia con il metodo proposto dalla norma E647⁹⁴, è stata determinata la sua intersezione con la cedevolezza a forza elevata, diminuita del 4%. Dopo alcune prove, si è scelto di usare un polinomio di grado 2, per evitare intersezioni multiple. Le intersezioni esterne all'intervallo di misura, dovute a piccole fluttuazioni dei dati ed incontrate soprattutto nei casi in cui il primo metodo dava esito negativo, sono state ignorate.

L'osservazione visiva delle curve suggerisce che il primo metodo dia una stima minima ed il secondo una stima massima.

3.9.3. Analisi dell'intaglio a chevron

A causa della geometria dei campioni, la maggior parte della crescita della cricca si è verificata entro l'intaglio a chevron e soltanto una parte minore si è verificata a pieno spessore.

Purtroppo, nei casi in cui il fronte della cricca sia contenuto entro l'intaglio a chevron, non sono disponibili in letteratura formule universalmente accettate né per il fattore di intensificazione degli sforzi, né per la cedevolezza, a causa della natura tridimensionale del problema. Queste grandezze possono essere, invece, ricavate mediante calcoli numerici elastici tridimensionali ad elementi finiti, oppure mediante altri metodi approssimati.

Questo problema è stato affrontato, in letteratura, prevalentemente allo scopo di calibrare un metodo di misura della tenacità (K_{IV}) utilizzato prevalentemente per i materiali fragili e basato sull'uso di campioni di flessione a tre punti non precriccati⁹⁷.

È stato generalmente riconosciuto che è possibile definire un fattore di intensificazione degli sforzi, pressoché costante lungo quasi tutto il fronte della cricca, per ogni lunghezza di cricca, eccetto che nel caso della cricca estesa soltanto appena oltre l'apice dell'intaglio, caso in cui il fattore di intensificazione degli sforzi (apparentemente) tende ad infinito.

La nomenclatura geometrica adottata usualmente (e nel seguito) è presentata in Fig. 58.

Purtroppo, le formule usate nell'analisi di tali prove^{62,97} non possono esser applicate direttamente al caso in esame, a causa della grande diversità delle proporzioni dei campioni, ed in particolare del rapporto S/W , e del modo di applicazione del carico.

Un metodo di calcolo approssimato di agevole applicazione è quello presentato da Bluhm⁶³ e ripreso, successivamente, da Wu Shang-Xian⁶⁴. Il fattore di intensificazione degli sforzi, K , viene calcolato usando le note formule³⁵:

$$\text{Eq. 2} \quad G = \frac{1}{2} P^2 \frac{d\lambda_L}{dA}$$

$$\text{Eq. 3} \quad K = \sqrt{G \cdot E'}$$

in cui λ_L è la cedevolezza in linea di carico del campione, P la forza applicata, A l'area della cricca, G il tasso di rilascio di energia elastica ed E' il modulo elastico in deformazione piana, formule valide nell'ambito della meccanica della frattura lineare elastica. Inoltre, si definisce la cedevolezza adimensionale, C_L , nel seguente modo:

$$\text{Eq. 4} \quad C_L = \lambda_L \cdot E' \cdot B$$

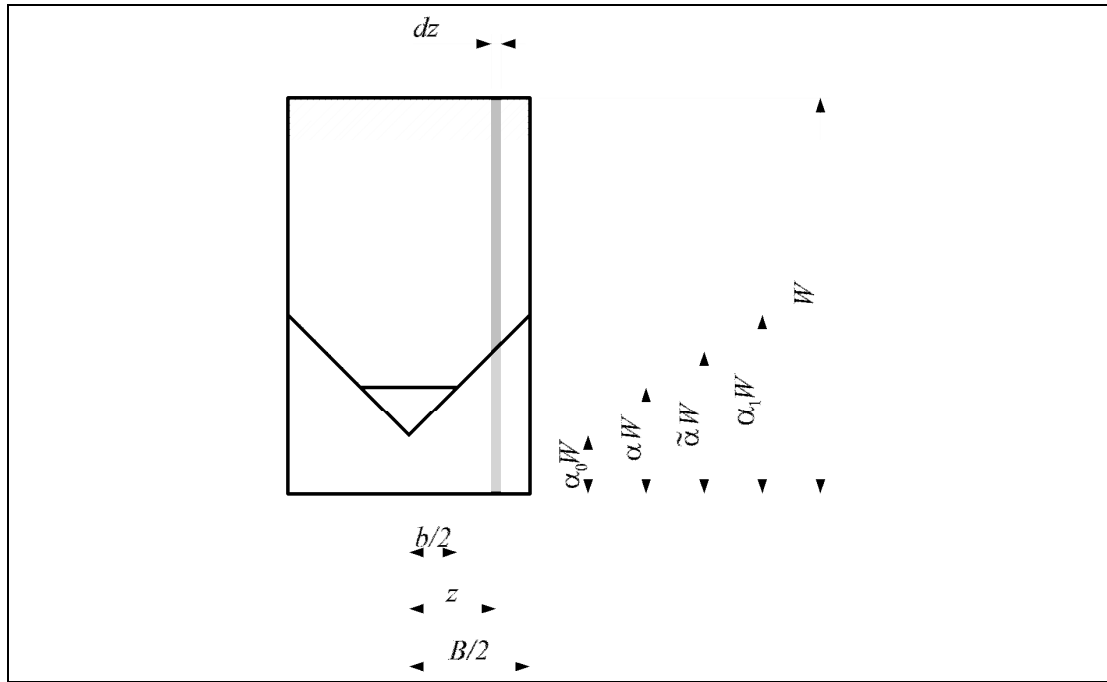


Fig. 58 – Campione con intaglio a chevron parzialmente precriccato. Nomenclatura geometrica della sezione contenente l'intaglio e la precricca.

Ipotizzando che la cricca sia diritta, la sua area A si può esprimere in funzione di α e degli altri parametri geometrici definiti in Fig. 58:

$$\text{Eq. 5} \quad A = \frac{1}{2} \cdot B \cdot W \cdot \frac{(\alpha - \alpha_0)^2}{\alpha_1 - \alpha_0}$$

Pertanto, combinando le Eq. 2, Eq. 3 ed Eq. 4 ed usando la regola di derivazione in catena e la Eq. 5 per eliminare A , si ottiene:

$$\text{Eq. 6} \quad K = \frac{P}{B \cdot \sqrt{W}} \cdot \left(\frac{1}{2} \cdot \frac{\alpha_1 - \alpha_0}{\alpha - \alpha_0} \cdot \frac{dC_L}{d\alpha} \right)^{1/2}$$

Allo scopo di determinare C_L , Bluhm⁶³ considerò il campione come se fosse costituito da una serie di lamine di spessore infinitesimo dz , ciascuna contenente una cricca (o intaglio) diritta, che si comportano come molle in parallelo. La rigidità in linea di carico $d(1/\lambda_{Ls})$ di ciascuna lamina si può esprimere attraverso una formula bidimensionale del tipo:

$$\text{Eq. 7} \quad d\left(\frac{1}{\lambda_{Ls}}\right) = \frac{E'}{C_{Ls}} \cdot dz$$

in cui E è il modulo elastico e C_{Ls} è la cedevolezza adimensionata della lamina, che si presume dipendente dalla sua forma nel piano (ed in particolare dalla lunghezza $\alpha \cdot W$ della fessura), ma indipendente dal suo spessore dz . Ne consegue che la cedevolezza totale in linea di carico del campione, λ_L , si può ottenere per integrazione come:

$$\text{Eq. 8} \quad \frac{1}{\lambda_L} = \int d\left(\frac{1}{\lambda_{Ls}}\right) = 2 \cdot \int_0^{b/2} \frac{E'}{C_{Ls}} dz = 2 \cdot \int_0^{b/2} \frac{E'}{C_{Ls}} dz + 2 \cdot \int_{b/2}^{B/2} \frac{E'}{C_{Ls}} dz,$$

in cui si è diviso l'integrale nelle due parti caratterizzate da C_{Ls} costante (fronte diritto della cricca) e variabile.

La più importante approssimazione contenuta in questo metodo consiste nel trascurare le tensioni scambiate tra lamine adiacenti. Per correggere almeno in parte questa approssimazione, Bluhm introdusse un fattore correttivo k (da valutare sperimentalmente), che moltiplica la rigidità delle lamine situate nelle posizioni z comprese tra $b/2$ e $B/2$. Includendo tale fattore la Eq. 8 diventa pertanto:

$$\text{Eq. 9} \quad \frac{1}{\lambda_L} = 2 \cdot \int_0^{b/2} \frac{E'}{C_{Ls}} dz + 2 \cdot k \cdot \int_{b/2}^{B/2} \frac{E'}{C_{Ls}} dz.$$

Calcolando il primo integrale e sottoponendo il secondo integrale ad un cambiamento della variabile di integrazione (conforme alla geometria descritta in Fig. 58), si ottiene infine:

$$\text{Eq. 10} \quad \frac{1}{\lambda_L} = \frac{E' \cdot B}{\alpha_1 - \alpha_0} \cdot \left(\frac{\alpha - \alpha_0}{C_{Ls}(\alpha)} + k \cdot \int_{\alpha}^{\alpha_1} \frac{1}{C_{Ls}(\tilde{\alpha})} d\tilde{\alpha} \right).$$

Si può, quindi, calcolare la cedevolezza totale adimensionata del campione, C_L :

$$\text{Eq. 11} \quad C_L = (\alpha_1 - \alpha_0) \cdot \left(\frac{\alpha - \alpha_0}{C_{Ls}(\alpha)} + k \cdot \int_{\alpha}^{\alpha_1} \frac{1}{C_{Ls}(\tilde{\alpha})} d\tilde{\alpha} \right)^{-1}.$$

Per derivazione della Eq. 11 si ottiene:

$$\text{Eq. 12} \quad \frac{dC_L}{d\alpha} = \frac{(\alpha_1 - \alpha_0) \cdot \left((\alpha - \alpha_0) \cdot \frac{dC_{Ls}(\alpha)}{d\alpha} + (k-1) \cdot C_{Ls}(\alpha) \right)}{\left((\alpha - \alpha_0) + k \cdot C_{Ls}(\alpha) \cdot \int_{\alpha}^{\alpha_1} \frac{1}{C_{Ls}(\tilde{\alpha})} d\tilde{\alpha} \right)^2}$$

e quindi, in conclusione, sostituendo la Eq. 12 nella Eq. 6, si ottiene:

$$\text{Eq. 13} \quad K = P \cdot \frac{(\alpha_1 - \alpha_0)}{B \cdot \sqrt{W}} \cdot \frac{\left(\frac{1}{2} \cdot \left(\frac{dC_{Ls}(\alpha)}{d\alpha} + \frac{k-1}{\alpha - \alpha_0} \cdot C_{Ls}(\alpha) \right) \right)^{1/2}}{(\alpha - \alpha_0) + k \cdot C_{Ls}(\alpha) \cdot \int_{\alpha}^{\alpha_1} \frac{1}{C_{Ls}(\tilde{\alpha})} d\tilde{\alpha}}$$

Bluhm⁶³ propose, per il fattore k , per confronto con alcuni risultati sperimentali, valori dell'ordine di 1,4; il medesimo autore, in una pubblicazione successiva (citata da Wu Shang-Xian⁶⁴), propose una formula empirica per determinare k in funzione di α_1 :

$$\text{Eq. 14} \quad k = 1 + 0,44 \cdot (\alpha_1)^{3,12},$$

la quale rende valori simili nel caso di campioni per K_{Iv} (per cui α_1 è pari o prossimo ad 1), ma valori minori e compresi tra 1,04 ed 1,05 nel caso in cui α_1 sia compreso tra 0,45 e 0,5, cioè nel caso di un campione per K_{Ic} recante un intaglio a chevron.

L'influenza di k sui risultati del calcolo è considerata limitata: secondo Wu Shang-Xian⁶⁴, poiché il fattore di intensificazione degli sforzi dipende dalla derivata di C_L anziché dal suo valore, variazioni anche importanti del fattore di correzione k comportano variazioni molto piccole del fattore di concentrazione degli sforzi.

È opportuno notare, tuttavia, che la Eq. 13 presenta la singolarità attesa nel punto $\alpha = \alpha_0$ soltanto se si sceglie k diverso da 1; pertanto, l'approssimazione con k unitario si deve ritenere meno precisa per valori di α piccoli (prossimi ad α_0).

Nel presente caso, il metodo di Bluhm è stato utilizzato per determinare i fattori di intensificazione degli sforzi e la cedevolezza (in apertura della cricca) nell'ultimo tratto (oltre la metà) dell'intaglio a chevron.

Il fattore correttivo k non è stato utilizzato, ovvero è stato posto pari ad 1. Infatti, in primo luogo, il suo valore calcolato secondo la Eq. 14 sarebbe risultato comunque molto prossimo ad 1. In secondo luogo, una diversa scelta di k avrebbe comportato una discontinuità tra il valore del fattore di intensificazione degli sforzi calcolato con il metodo di Bluhm e quello calcolato con le ordinarie formule bidimensionali, nel momento in cui la cricca raggiunge l'estremo dello chevron e si propaga sul pieno spessore.

Per questa stessa ultima ragione, inoltre, è stata scelta la funzione $C_{Ls}(\alpha)$ implicitamente contenuta nelle formule bidimensionali proposte dalle norme ASTM⁸⁴:

$$\text{Eq. 15} \quad C_{Ls}(\alpha) = \left(\frac{S}{W}\right)^2 \cdot h(\alpha) \cdot (1-\alpha)^{-2}$$

$$h(\alpha) = 1,193 - 1,98 \cdot \alpha + 4,478 \cdot \alpha^2 - 4,443 \cdot \alpha^3 + 1,739 \cdot \alpha^4$$

sebbene Bluhm medesimo ed altri Autori abbiamo usato formule lievemente diverse^{63,64}. Tale scelta equivale a considerare ciascuna lamina in condizione di deformazione piana.

Introducendo la funzione $C_s(\alpha)$, definita dalla Eq. 15, nella precedente Eq. 13, con k unitario, e svolgendo le necessarie derivazioni, si ottiene:

$$\text{Eq. 16} \quad K = P \cdot \frac{\alpha_1 - \alpha_0}{B \cdot \sqrt{W}} \cdot \left(\frac{S}{W}\right) \cdot \frac{\left(\frac{1}{2} \cdot \left(\frac{h'(\alpha) \cdot (1-\alpha) + 2 \cdot h(\alpha)}{(1-\alpha)^3}\right)\right)^{1/2}}{\left((\alpha - \alpha_0) + \frac{h(\alpha)}{(1-\alpha)^2} \cdot \int_{\alpha}^{\alpha_1} \frac{(1-\tilde{\alpha})^2}{h(\tilde{\alpha})} d\tilde{\alpha}\right)},$$

formula che esprime K in funzione della geometria, della forza applicata e della lunghezza della cricca e che può essere agevolmente calcolata (la derivata $h'(\alpha)$ si può calcolare analiticamente).

La cedevolezza totale in apertura di cricca, λ_M , non è stata calcolata né da Bluhm, né dagli altri autori citati, in quanto non è necessaria nella determinazione del K_{IV} . Tuttavia, nel caso in esame, tale grandezza è necessaria per stimare la lunghezza di cricca dalle misure di cedevolezza eseguite con l'estensimetro.

La cedevolezza in apertura di cricca della lamina generica si può derivare dalla formula bidimensionale proposta dalle norme ASTM⁸³ e risulta pari a:

$$\text{Eq. 17} \quad d\left(\frac{1}{\lambda_{Ms}}\right) = \frac{E'}{C_{Ms}} \cdot dz = \left(\frac{S}{W}\right) \cdot q(\alpha) \cdot dz$$

$$q(\alpha) = 6 \cdot \alpha \cdot (0,76 - 2,28 \cdot \alpha + 3,87 \cdot \alpha^2 - 2,04 \cdot \alpha^3 + 0,66 \cdot (1-\alpha)^2)$$

Nel corso delle prove sperimentali, l'estensimetro è stato applicato in posizione centrale (impegnando uno spessore di 5 mm rispetto allo spessore totale nominale di 25, 38 o 39,5 mm dei campioni), pertanto esso misurava lo spostamento in apertura di cricca delle lamina centrale (z pari a zero in Fig. 58). Inoltre, quando α è sensibilmente maggiore di α_0 , si può presumere che l'approssimazione dello stato tensionale di una lamina con quello di deformazione piana sia più preciso per la lamina centrale che non per una lamina laterale (cioè definita da z compreso tra $b/2$ e $B/2$), perché nel primo caso la lunghezza di cricca della lamina considerata è uguale a quella delle lamine adiacenti, tanto è vero che il fattore correttivo k viene applicato, secondo l'analisi di Bluhm, soltanto alle dette lamine laterali. Pertanto, nel seguito, si calcola la cedevolezza totale in apertura di cricca λ_M come rapporto tra lo spostamento in apertura di cricca della lamina centrale ed il carico totale P .

La frazione di carico dP_s gravante su una lamina, nella già detta ipotesi che le lamine si comportino come molle in parallelo, risulta pari a:

$$\text{Eq. 18} \quad dP_s = P \cdot \frac{d\left(\frac{1}{\lambda_{Ls}}\right)}{\left(\frac{1}{\lambda_L}\right)} = P \cdot \lambda_L(\alpha) \cdot d\left(\frac{1}{\lambda_{Ls}}\right).$$

Quindi, poiché la lamina centrale è dotata di rigidezza $d(1/\lambda_{Ms})$ ed è sottoposta al carico dP_s , la cedevolezza totale in apertura di cricca λ_M è pari a:

$$\text{Eq. 19} \quad \lambda_M = \frac{1}{P} \cdot \frac{dP_s}{d\left(\frac{1}{\lambda_{Ms}}\right)} = \lambda_L \cdot \frac{d\left(\frac{1}{\lambda_{Ls}}\right)}{d\left(\frac{1}{\lambda_{Ms}}\right)} = \left(\frac{C_L}{E \cdot B}\right) \cdot \left(\frac{C_{Ms}}{C_{Ls}}\right)$$

D'altra parte, combinando le predenti Eq. 11 ed Eq. 15, si ottiene:

$$\text{Eq. 20} \quad C_L = \left(\frac{S}{W} \right)^2 \cdot \frac{h(\alpha)}{(1-\alpha)^2} \cdot (\alpha_1 - \alpha_0) \cdot \left((\alpha - \alpha_0) + \frac{h(\alpha)}{(1-\alpha)^2} \cdot k \cdot \int_{\alpha}^{\alpha_1} \frac{(1-\tilde{\alpha})^2}{h(\tilde{\alpha})} d\tilde{\alpha} \right)^{-1}$$

Pertanto, sostituendo quest'ultimo risultato (Eq. 20) e le precedenti Eq. 15 ed Eq. 17 nella Eq. 19, si ottiene infine:

$$\text{Eq. 21} \quad \lambda_M = \frac{S}{W \cdot E' \cdot B} \cdot q(\alpha) \cdot (\alpha_1 - \alpha_0) \cdot \left((\alpha - \alpha_0) + \frac{h(\alpha)}{(1-\alpha)^2} \cdot k \cdot \int_{\alpha}^{\alpha_1} \frac{(1-\tilde{\alpha})^2}{h(\tilde{\alpha})} d\tilde{\alpha} \right)^{-1}$$

formula che esprime λ_M in funzione della geometria e della lunghezza della cricca e che può essere agevolmente calcolata.

Per ciascun campione è stato considerato un vettore di 101 valori di α , compresi tra $\frac{1}{2}(\alpha_0 + \alpha_1)$ ed α_1 , e sono stati calcolati i corrispondenti vettori di fattori di calibrazione K/P e di cedevolezza in apertura di cricca λ_M , utilizzando la Eq. 16 e la Eq. 21, rispettivamente. I calcoli non sono stati estesi a valori minori di α poiché, come precedentemente discusso, si ritiene che il metodo di calcolo utilizzato presenti una precisione tanto minore quanto più α è prossimo ad α_0 .

In Fig. 59 i risultati di tale calcolo sono confrontati, in due casi, con i risultati delle formule bidimensionali valide per campioni dotati di intaglio (o cricca) diritto di ugual lunghezza. In particolare, i risultati mostrano continuità (sia delle curve, sia delle loro derivate) tra le formule bidimensionali e quelle sopra esposte nel punto α_1 . Inoltre, un'analisi ad elementi finiti tridimensionale (lineare elastica) del campione A\O1, ripetuta con diverse lunghezze di cricca, ha reso valori di cedevolezza λ_M in ottimo accordo con i calcoli sopra esposti e sensibilmente discosti da quelli che si ottengono nel caso di intaglio diritto.

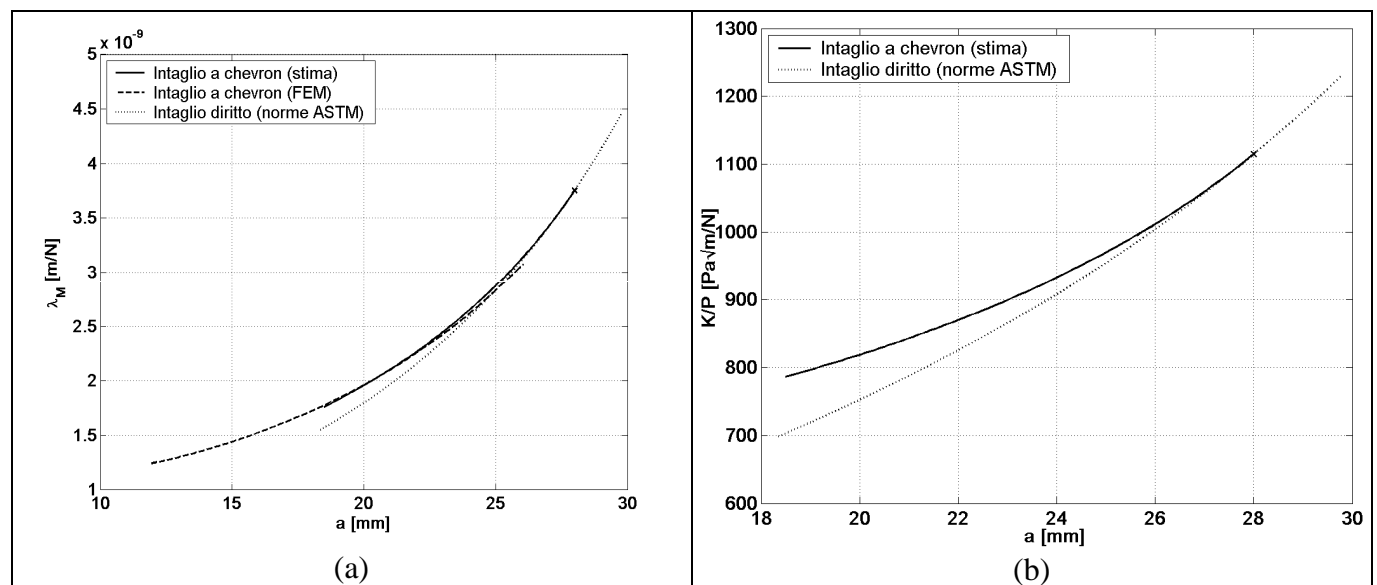


Fig. 59 – Fattore di calibrazione K/P e cedevolezza λ_M in funzione della lunghezza di cricca a per un intaglio diritto (secondo le norme ASTM) e per un intaglio a chevron (stime con il metodo discusso nel testo). Valori calcolati con $E = 210$ GPa e $\nu = 0,3$. Campione A\O1 e confronto con una soluzione ad elementi finiti* (a); campione C\B17 (b).

Infine, le lunghezze di cricca ed i fattori di calibrazione K/P , corrispondenti alle misure di cedevolezza effettuate nel corso delle prove sperimentali prima che la cricca emergesse dall'intaglio a chevron, sono stati determinati per interpolazione lineare tra i punti più prossimi contenuti nei detti vettori. Il medesimo metodo è stato usato, dove necessario, per determinare K/P in funzione di qualsivoglia lunghezza di cricca.

* Interpolazione tra circa 10 soluzioni elastiche tridimensionali ottenute con altrettanti diversi valori per la lunghezza di cricca, con il codice ABAQUS.

Nei casi in cui la cricca aveva già superato lo chevron e si presentava dunque a pieno spessore, invece, le medesime quantità sono state determinate utilizzando le formule bidimensionali prescritte dalle norme ASTM^{83,84} ed ISO⁸⁵.

3.9.4. Calcolo delle curve di Paris

Le stime della lunghezza di cricca sono state utilizzate, insieme ai registri dei carichi applicati e dei cicli di fatica eseguiti, per determinare un tratto della curva di Paris di ciascun campione.

Sono stati presi in considerazione soltanto i dati successivi alla prima misura sperimentale della cricca, a , che risultasse maggiore del punto medio dell'intaglio a chevron, ovvero maggiore di $\frac{1}{2}(\alpha_0 + \alpha_1) \cdot W$.

Generalmente, nel corso delle prove sperimentali sono state eseguite misure più numerose e frequenti quando la precricca aveva lunghezza prossima o superiore ad $\alpha_1 \cdot W$ (limite dello chevron); pertanto, i dati raccolti durante la crescita della precricca a pieno (o quasi) spessore risultano avere in tutte le interpolazioni successive un peso proporzionalmente maggiore, in accordo con il fatto che tali dati siano anche quelli affetti da minor incertezza.

I parametri C ed m di Paris sono stati inizialmente calcolati con il metodo della secante (o metodo punto – a – punto), metodo raccomandato⁹⁴ nel caso di esperimenti eseguiti con decrementi discreti della forza (come nella maggior parte degli esperimenti). Tale metodo consiste nello stimare i valori di da/dn come pari ai rapporti incrementali $\Delta a/\Delta n$ compresi tra misure di cedevolezza successive ed i valori ΔK usando la forza applicata e la lunghezza di cricca a media nell'intervallo considerato, e nel calcolare C ed m mediante interpolazione lineare dei punti $\ln(\Delta K) - \ln(da/dn)$.

Nello svolgimento di tale calcolo, è stato necessario trascurare gli intervalli in cui, a causa delle incertezze di misura, apparentemente da/dn risultava negativo; inoltre, in alcuni intervalli, in cui il carico era stato variato senza eseguire misure intermedie di cedevolezza, è stato assunto il carico maggiore nell'intervallo. I grafici logaritmici così ottenuti hanno presentato generalmente un'elevata dispersione dei punti $\Delta K - da/dn$ attorno alla retta interpolante.

Successivamente i parametri C ed m così ottenuti sono stati affinati utilizzando un metodo di minimizzazione, descritto di seguito.

È stata resa minima la radice quadrata dello scarto quadratico medio compreso tra le lunghezze di cricca misurate e quelle calcolate per integrazione della legge di Paris, cioè la quantità:

$$\text{Eq. 22} \quad SQ = \left(\frac{1}{N} \sum_{i=1}^N (a(n_i) - a_i)^2 \right)^{1/2},$$

in cui $a(n_i)$ è la lunghezza della cricca calcolata al ciclo n_i , a_i è la lunghezza di cricca determinata nel corso della i -esima misura (a partire dalla cedevolezza e con i metodi sopra descritti), svolta dopo il ciclo n_i , ed N è il numero di misure di cedevolezza usate.

Sono state usate come variabili nella minimizzazione non solo i parametri d'interesse C ed m , ma anche la lunghezza iniziale della cricca $a(n_1)$; infatti, se si fosse assunta $a(n_1)$ pari ad a_1 , questa avrebbe avuto nei confronti del risultato finale un'influenza molto maggiore di quella di tutte le misure successive, pur essendo nota con ugual incertezza.

L'integrazione della legge di Paris è stata eseguita in modo esplicito a passi di 1 ciclo, secondo la semplice formula:

$$\text{Eq. 23} \quad a(n+1) = a(n) + C \cdot \left(\frac{K}{P} (a(n)) \cdot \Delta P(n+1) \right)^m,$$

in cui $\Delta P(n)$ è la differenza tra i carichi massimo e minimo applicati nel ciclo n -esimo.

Il minimo di SQ , in funzione delle variabili m , C ed $a(n_1)$, è stato determinato mediante la procedura di minimizzazione descritta da Lagarias *et al.*⁶⁵ e disponibile nelle librerie di funzioni del programma Matlab¹¹⁶. Questa procedura richiede dei valori di prima stima, pertanto sono stati usati a questo scopo i valori di C e di m determinati con il metodo della secante ed il valore a_1 , rispettivamente.

La procedura di minimizzazione ha avuto termine al raggiungimento della convergenza in tutti i casi, con la sola eccezione del campione A\NT, nel qual caso la procedura ha avuto termine per raggiungimento del massimo numero di valutazioni della funzione SQ ammesso (per entrambi i criteri sono stati usati i valori limite consigliati nel programma utilizzato). La convergenza è stata raggiunta dopo una media di 64

valutazioni di SQ (ovvero integrazioni della legge di Paris). Il residuo SQ è stato in genere inferiore a 0,25 mm.

3.9.5. Risultati

I risultati dei calcoli sopra descritti devono essere considerati con grande cautela.

In primo luogo, è opportuno notare che la norma E647 sconsiglia l'esecuzione di misure a K decrescente nei casi in cui la velocità di crescita della cricca sia superiore a 10^{-8} m, mentre nel caso presente le medesime velocità sono state prevalentemente dell'ordine di 10^{-7} m. Pertanto, nonostante gli accorgimenti adottati, non si può escludere l'ipotesi che vi sia stata un'influenza della storia precedente sui dati raccolti nei casi in cui si applicavano carichi decrescenti.

In secondo luogo, per ciascun campione, è stato determinato soltanto un tratto molto breve della curva di Paris, dell'ordine di una decade in termini di velocità di crescita della cricca. Pertanto, si ritiene che i parametri C ed m così ottenuti non possano essere estrapolati, né comunque ritenuti rappresentativi del comportamento a fatica, al di fuori del ristretto intervallo esaminato. In particolare, nell'interpolazione di un breve tratto della curva di Paris risulta necessariamente elevata la correlazione tra i due parametri m e C , ovvero, curve tracciate con valori molto diversi di C e di m possono in effetti risultare nel breve tratto considerato molto vicine fra loro, rispetto alla scala della dispersione dei punti sperimentali.

Infine, le approssimazioni introdotte nel calcolo delle lunghezze di cricca e dei fattori di calibrazione K/P (sia quelle concernenti l'intaglio a chevron, sia quelle insite nelle misure della cedevolezza, tutte discusse nei capitoli precedenti) rendono incerta la validità di tali dati in condizioni molto diverse da quelle sperimentali.

Pertanto, i risultati del calcolo vengono utilizzati principalmente allo scopo di confrontare tra loro i risultati dei diversi campioni; questo confronto è agevolato dal fatto che, salvo poche eccezioni, i campioni avevano uguale forma e dimensione e sono stati precriccati con carichi applicati paragonabili.

Nelle Tab. 8 e Tab. 9 sono presentati i risultati dei calcoli e, in particolare, i parametri della legge di Paris negli intervalli esaminati e le stime delle forze di apertura di cricca.

Provetta	E'	Minimizzazione			Parametri di Paris				F _{ap} (stime)		da/dn per			da/dn (medie) per		
		Iterazioni	Valutazioni di SQ	Residuo SQ finale	C	m	ΔK esaminati		Min	Max	20 MPa√m	25 MPa√m	30 MPa√m	20 MPa√m	25 MPa√m	30 MPa√m
							Min	Max								
-	GPa	-	-	mm	$\frac{m}{\left(\text{Pa}\sqrt{m}\right)^m}$	-	MPa√m		kN		μm			μm		
A\O1	214	23	47	0,22	1,57·10 ⁻²⁴	2,24	9,0	25,6	3,4	6,6	0,03	0,06	0,08	-		
A\O	211	34	66	0,08	7,02·10 ⁻³⁴	3,53	16,9	30,1	1,0	3,1	0,04	0,09	0,17			
C\B1	199	33	66	0,29	2,62·10 ⁻²⁴	2,25	19,3	26,6	3,4	7,1	0,07	0,11	0,17	0,05	0,09	0,15
C\B2	213	33	67	0,14	2,98·10 ⁻³³	3,44	16,5	28,5	5,1	8,1	0,04	0,09	0,17			
C\B3	224	26	52	0,37	1,66·10 ⁻³⁰	3,06	21,9	29,8	4,8	7,8	0,04	0,08	0,13			
C\B4	223	39	73	0,17	2,41·10 ⁻³³	3,45	18,8	28,9	4,6	8,1	0,04	0,08	0,14			
C\B5	226	35	68	0,26	7,18·10 ⁻⁴¹	4,45	21,7	31,0	4,9	7,7	0,02	0,06	0,14			
C\B6	230	34	67	0,36	6,57·10 ⁻³⁰	2,98	25,0	38,5	4,8	7,5	0,04	0,07	0,13			
C\B7	225	65	121	0,24	1,88·10 ⁻¹⁹	1,59	21,8	39,2	3,9	6,8	0,07	0,11	0,14			

Tab. 8 – Valutazioni del comportamento a fatica nel corso della precricatura (non valide secondo la norma E647). Provette di microstruttura originaria. Risultati del metodo di calcolo descritto nel testo. Parametri della legge di Paris negli intervalli esaminati. Stime della forza di apertura di cricca. Avanzamenti per ciclo per ΔK pari a 20, 25 o 30 MPa \sqrt{m} e medie per gruppi di campioni.

Provetta	E'	Minimizzazione			Parametri di Paris				F _{ap} (stime)		da/dn per			da/dn (medie) per		
		Iterazioni	Valutazioni di SQ	Residuo SQ finale	C	m	ΔK esaminati		Min	Max	20 MPa√m	25 MPa√m	30 MPa√m	20 MPa√m	25 MPa√m	30 MPa√m
							Min	Max								
-	GPa	-	-	mm	$\frac{m}{\left(\text{Pa}\sqrt{m}\right)^m}$	-	MPa√m		kN		μm			μm		
A\NT	211	353	601	0,15	1,43·10 ²³	2,15	18,8	29,3	1,3	2,9	0,07	0,11	0,16	-		
A\QT	210	26	52	0,09	1,50·10 ²⁷	2,68	17,1	29,6	2,3	2,9	0,06	0,10	0,16			
C\A1	224	21	44	0,07	3,22·10 ¹⁴	0,90	25,2	34,0	3,6	7,3	0,11	0,13	0,16	0,07	0,11	0,16
C\A2	221	31	61	0,05	6,56·10 ¹⁵	0,99	24,9	35,5	3,6	7,3	0,11	0,13	0,16			
C\A3	220	33	66	0,13	8,77·10 ³⁰	2,98	18,4	30,4	3,0	6,7	0,05	0,10	0,17			
C\A4	219	35	66	0,36	2,81·10 ²⁸	2,78	22,7	32,1	3,8	7,5	0,06	0,11	0,18			
C\A5	219	23	48	0,24	2,10·10 ²⁷	2,66	21,7	32,1	4,8	7,2	0,05	0,09	0,15			
C\A6	226	30	58	0,25	3,14·10 ³⁵	3,70	25,6	30,6	3,7	7,4	0,03	0,08	0,15			

Tab. 9 – Valutazioni del comportamento a fatica nel corso della precriccatura (non valide secondo la norma E647). Provette ritrattate. Risultati del metodo di calcolo descritto nel testo. Parametri della legge di Paris negli intervalli esaminati. Stime della forza di apertura di cricca. Avanzamenti per ciclo per ΔK pari a 20, 25 o 30 MPa \sqrt{m} e medie per gruppi di campioni.

Per le ragioni suddette, tuttavia, anziché commentare i valori di C ed m , si ritiene più significativo confrontare, per ciascun campione, gli avanzamenti per ciclo della cricca (riportati nelle medesime Tab. 8 e Tab. 9), per tre livelli di ΔK contenuti nell'intervallo di valori di ΔK più comunemente impiegati nel corso delle precriccatura (per alcune provette si tratta di una limitata estrapolazione), nonché le curve di Paris calcolate negli intervalli ΔK esaminati (Fig. 60).

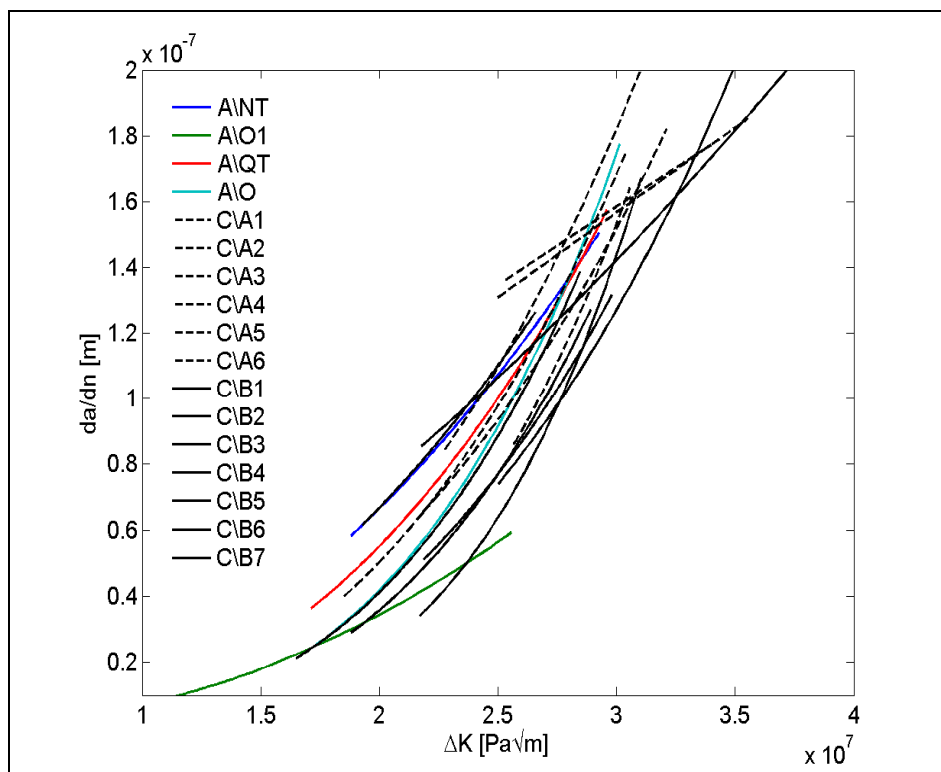


Fig. 60 – Curve di Paris valutate nel corso della precriccatura (non valide secondo la norma E647).

L'analisi di questi ultimi risultati (ottenuti senza introdurre correzioni per il fenomeno dell'apertura della cricca) mostra che le velocità di avanzamento della cricca sono, in generale, a parità di ΔK applicati, lievemente maggiori nei campioni ritrattati, rispetto a quanto accade nei campioni originari.

La forza di apertura della cricca, stimata con il primo dei metodi sopra esposti e considerando per ciascun campione il massimo valore riscontrato nell'insieme di tutte le misure di cedevolezza eseguite, è stata pari in media a 3,8 kN per i campioni ritrattati ed a 4,5 kN per i campioni originari.

Purtroppo, le stime ottenute per tale forza sono risultate non soltanto (come già sopra discusso) dipendenti dal grado di dispersione dei punti forza-spostamento, ma anche estremamente variabili tra misure di cedevolezza successive, di modo che non si è ritenuto possibile valutare con un accettabile grado di confidenza l'evoluzione della forza di apertura durante la precricatura.

Pertanto, non è stato possibile considerare la forza di apertura della cricca nel calcolo sopra descritto dei parametri C ed m (sottraendola al carico applicato ΔP), come consigliato dalla norma E647⁹⁴.

In modo soltanto qualitativo, tuttavia, si può affermare che, se si introducesse la forza di apertura della cricca nel calcolo del diagramma di Paris (con $\ln(\Delta K)$ in ascissa e $\ln(da/dn)$ in ordinata) le curve dei campioni originari verrebbero spostate verso sinistra in misura maggiore di quelle dei campioni ritrattati, riducendo la differenza tra le due famiglie di campioni.

Pertanto, le curve già presentate in Fig. 60 sono state spostate verso sinistra di una quantità pari al prodotto della forza di apertura stimata per un valore medio del fattore di calibrazione K/P (diagramma non presentato). In tal modo si è verificato qualitativamente che la differenza osservata tra i campioni ritrattati e quelli originari persisterebbe anche qualora si prendessero in considerazione nei calcoli le forze di apertura di cricca.

3.10. Misure di diffusività termica

3.10.1. Metodo ordinario di misura impulsiva della diffusività termica

Le misure di diffusività termica sono state eseguite con il metodo impulsivo (anche noto come *metodo flash*), proposto per la prima volta da Parker *et al.*⁶⁶.

Tale metodo si basa sull'analisi di un transitorio termico. Una faccia di un disco sottile viene sottoposta ad un impulso di energia radiante e viene registrata la curva temperatura-tempo sulla faccia opposta. La corrispondente soluzione analitica (nell'ipotesi che non si verifichino altri scambi termici ed a parametri costanti) dipende soltanto dalla temperatura iniziale T_0 , dal tempo caratteristico $t_c = b^2/(\pi^2 \cdot \alpha)$ e dall'incremento di temperatura $\Delta T = Q/(\rho \cdot c \cdot b)$, essendo b lo spessore e Q l'energia assorbita (per unità di superficie). Pertanto è possibile determinare t_c e ΔT dal confronto della curva sperimentale con quella analitica. Se, inoltre, sono noti lo spessore b e l'energia Q , è teoricamente possibile determinare sia la diffusività α^* , sia la capacità termica volumica $\rho \cdot c$. Purtroppo, tuttavia, generalmente non è possibile misurare con precisione Q , principalmente per la difficoltà di discriminare l'energia assorbita da quella riflessa, pertanto il risultato utile è limitato alla diffusività termica α .

Nel metodo originale⁶⁶, successivamente normato⁹⁸, la curva analitica e quella sperimentale vengono confrontate in un solo punto. Si legge sulla curva sperimentale l'istante $t_{1/2}$ in cui la temperatura del campione è pari alla media tra la temperatura iniziale e quella finale del transitorio termico e si ricava α essendo noto che nella soluzione analitica $t_{1/2} = 1,3698 \cdot t_c$.

L'incertezza di misura è determinata dai fenomeni che discostano l'esperimento reale dal modello analitico. In particolare, eccettuati soltanto i casi in cui si verifichino transizioni di fase, l'ipotesi di costanza di k e di $\rho \cdot c$ durante la misura non presenta difficoltà, in quanto normalmente l'incremento di temperatura è minimo (dell'ordine di 1 °C). Viceversa, in determinate circostanze, possono essere importanti il fatto che l'impulso non sia ideale, bensì presenti una durata non nulla ed una disuniformità geometrica sulla superficie esposta, ed il fatto che si verifichino anche altri scambi termici tra il campione e l'ambiente. In particolare, sebbene il campione e l'ambiente circostante siano inizialmente alla stessa temperatura, non appena la temperatura del campione aumenta in conseguenza dell'impulso di energia ricevuto, esso cede energia all'ambiente.

Modelli analitici di crescente complessità sono stati sviluppati nel corso degli anni per render conto di questi fenomeni (per esempio Cape e Lehman⁶⁷, Yamane *et al.*⁶⁸, Cezairliyan *et al.*⁶⁹). La norma ASTM vigente⁹⁸ riporta i metodi di verifica e di correzione più comunemente accettati ed impiegati, i quali si basano generalmente sul confronto di più punti (anziché uno solo) della curva sperimentale con altrettanti punti di simili modelli analitici. Recentemente, grazie alla disponibilità di maggiori capacità di calcolo, vengono impiegati anche metodi basati sulla minimizzazione numerica della differenza tra la curva sperimentale ed il modello analitico e che, pertanto, usano tutti i punti acquisiti nel corso dell'esperimento (per esempio, Cezairliyan *et al.*⁶⁹ e Milosevic e Raynaud⁷⁰).

3.10.2. Apparato sperimentale

Sono stati impiegati dischi di acciaio 1.2738 di diametro 10 mm e di spessore nominale 2,5 mm. Gli impulsi, di energia massima 10 J e di durata circa pari a 0,6 ms, sono stati prodotti mediante un laser. Le curve temperatura-tempo sono state misurate mediante una termocoppia saldata al campione. Le misure sono state eseguite, a diverse temperature, all'interno di un forno a vuoto cilindrico a parete fredda (raffreddata ad acqua), ad asse verticale. Il campione è stato appoggiato orizzontalmente su di un portacampione anulare, dotato di un sistema di controllo in retroazione della temperatura e situato sull'asse di simmetria del forno. Tre pareti cilindriche coassiali riflettenti (di piccolo spessore) sono state interposte tra il portacampione e la parete fredda del forno, allo scopo di ridurre lo scambio termico per irraggiamento. Bugatti¹²³ ha dato una descrizione più dettagliata di tutto l'apparato di misura.

È stato possibile, mediante il sistema di controllo in retroazione, imporre una temperatura costante (dopo il transitorio di riscaldamento) del portacampione, ma non è stato, invece, possibile imporre specifiche velocità di riscaldamento oppure di raffreddamento. In particolare, i raffreddamenti sono stati eseguiti

* La stessa lettera α è stata usata, nel precedente capitolo 3.9, con un significato diverso; entrambi gli usi, tuttavia, corrispondono alla consuetudine.

senza alcun sistema di controllo della temperatura, avendo spento i riscaldatori e mantenuto il raffreddamento ad acqua della parete esterna.

Le curve temperatura-tempo sono state acquisite con la frequenza di 400 Hz^{*}.

3.10.3. Obiettivi e procedure sperimentali

È stata misurata la diffusività termica dei costituenti metallografici austenite, perlite, bainite, e martensite, ciascuno nell'intervallo di temperatura in cui può sussistere durante un processo di tempra.

Nel caso dei costituenti stabili a temperatura ambiente (ferritici), le misure sono state eseguite su campioni precedentemente sottoposti a trattamenti isotermi rivolti ad ottenere perlite, bainite o martensite e riscaldati, nel corso dell'esperimento, allo scopo di ottenere curve diffusività - temperatura entro l'intervallo di stabilità di ciascun costituente. Nel caso dell'austenite, invece, le misure sono state eseguite su campioni austenitizzati nel forno di prova medesimo.

Nella simulazione della tempra riveste particolare importanza la diffusività termica delle microstrutture metastabili che si verificano nel corso del raffreddamento e, particolarmente, dell'austenite a temperature inferiori ad A_1 . L'esecuzione delle misure sull'austenite metastabile, tuttavia, comporta due particolari difficoltà aggiuntive.

In primo luogo, è necessario raffreddare il campione ad una velocità maggiore della sua velocità critica di tempra, dalla temperatura di austenitizzazione fino alla temperatura di misura. Il forno impiegato non dispone di un sistema di raffreddamento forzato, tuttavia, poiché il forno stesso è a parete fredda e poiché l'acciaio in esame presenta un'elevata temprabilità, la velocità di raffreddamento naturale (con le tre pareti riflettenti montate) è superiore alla velocità critica di tempra e, pertanto, permette di evitare la formazione di perlite e di bainite. Questo fatto è stato verificato mediante l'esame metallografico dei campioni (capitolo 3.10.7 a pagina 100) ed è in accordo con tre dei quattro diagrammi CCT disponibili^{109,110,111} (in due di questi diagrammi CCT, tuttavia, la curva di raffreddamento naturale è molto prossima alla curva critica).

In secondo luogo, a causa della natura metastabile del costituente in esame, non è sempre accettabile interrompere il raffreddamento per un tempo sufficiente al raggiungimento di una condizione di equilibrio termico tra il campione, il portacampione e l'ambiente circostante, prima di eseguire la misura. È stato possibile usare una procedura simile una volta nel corso del raffreddamento, nell'intervallo di temperature intermedio tra le trasformazioni perlitica e bainitica, intervallo in cui l'austenite si può mantenere metastabile per molto tempo. Tuttavia, per esempio, non è stato possibile evitare la trasformazione perlitica nel corso di una sosta a 650°, protratta per il tempo minimo necessario a raggiungere con soddisfacente approssimazione l'equilibrio termico del forno (capitolo 3.10.7 a pagina 100). Inoltre, anche se ad alcune altre temperature fosse possibile interrompere il raffreddamento per eseguire misure normali, non sarebbe probabilmente possibile eseguire in tal modo più di una o due misure nel corso del medesimo raffreddamento, perché le misure successive sarebbero influenzate dalle soste precedenti. Pertanto, sono state eseguite misure anche in condizioni iniziali di non equilibrio termico. I dati acquisiti nel corso di queste ultime misure sono stati interpretati mediante un modello matematico appositamente sviluppato, che costituisce una variante del metodo di Parker (capitolo 3.10.5 a pagina 94).

3.10.4. Preparazione dei campioni

Dal campione B\48, tratto dal blumo B alla profondità di 210 mm, sono stati ricavati, mediante tornitura, quattro cilindri circolari retti di diametro 10 mm e lunghezza 26 mm, denominati B\48\ a, B\48\ b, B\48\ c e B\48\ d. Questi cilindri sono stati impiegati, presso il Politecnico di Milano¹²⁵, per l'esecuzione di misure di dilatazione termica nel corso delle quali sono stati sottoposti a cicli termici rivolti anche ad ottenere in ciascuno un diverso costituente metallografico. Tutti sono stati austenitizzati ad 850 °C circa, impiegando una velocità di riscaldamento di 10 °C/min ed un tempo di permanenza di 1 ora. Successivamente, il cilindro B\48\ d è stato raffreddato rapidamente (con una drasticità prossima a quella dell'aria) fino a temperatura ambiente, per ottenere una microstruttura completamente martensitica. Invece, i cilindri B\48\ a, B\48\ b e B\48\ c sono stati raffreddati rapidamente fino alle temperature 610, 338 e 309 °C, e

^{*} È stata impiegata una scheda di acquisizione a 100 kHz, tuttavia la frequenza di acquisizione è stata immediatamente ridotta, considerando la media di campioni successivi, per ridurre sia il rumore strumentale, sia il numero di campioni da sottoporre alle successive elaborazioni, computazionalmente onerose.

mantenuti a tali temperature per 170, 340 e 225 minuti, rispettivamente, per consentire la trasformazione perlitica (B\48\ a) oppure bainitica (B\48\ b e B\48\ c).¹²⁵

Da ciascun cilindro sono stati ricavati tre dischi, adatti all'impiego nelle misure di diffusività termica, di spessore circa 2,5 mm, denominati con i suffissi 2, 3 e 4 (per esempio B\48\ a2). I dischi sono stati ricavati con quattro tagli eseguiti consecutivamente (cioè senza smontare il pezzo) con una troncattrice a controllo numerico, su piani perpendicolari all'asse. Pertanto, le due facce piane di ciascun disco sono state ricavate con un errore di parallelismo inferiore a $\pm 0,01$ mm e con una rugosità paragonabile a quella ottenibile dopo una lavorazione meccanica di rettifica*.

Nel corso di questa operazione, da ciascun cilindro è stato ricavato anche un disco iniziale, denominato con il suffisso 1 (per esempio B\48\ a1), non utilizzabile per le misure di diffusività termica per l'eccessivo errore di parallelismo tra le facce (non lavorate nel medesimo montaggio), che è stato, invece, impiegato per verificare la microstruttura del cilindro (Fig. 61).

L'analisi di diffrazione dei raggi X del campione B\48\ d1, nell'intervallo angolare compreso tra 49° e 61° in $2\theta^{99}$, non ha evidenziato una frazione sensibile di austenite residua[†]. La microstruttura del medesimo campione, evidenziata dall'esame metallografico (dopo lucidatura ed attacco con Nital⁸⁶), è omogenea e costituita soltanto da martensite (Fig. 61d).

L'analisi metallografica del campione B\48\ a1, condotta in modo del tutto simile, ha evidenziato una microstruttura essenzialmente perlitica (Fig. 61a), con rarissimi grani di ferrite pre-eutettoidica.

Nei campioni B\48\ b1 e B\48\ c1 è stata riscontrata una microstruttura mista, costituita da bainite e da una frazione importante (campione B\48\ b, Fig. 61b), oppure piccola ma sensibile (campione B\48\ c, Fig. 61c), di martensite, riconoscibile in quanto attaccata in modo molto meno profondo (chiara).

La presenza di martensite è stata verificata con misure locali di microdurezza (Tab. 10). In particolare, nel campione B\48\ b1 martensite e bainite presentano microdurezze medie di 790 e 497 HV, rispettivamente, mentre nel campione B\48\ c1 la differenza tra i due costituenti è sensibile ma meno importante, probabilmente perché la minor dimensione delle zone martensitiche non ha consentito di eseguire impronte del tutto ininfluenzate dalla bainite circostante.

Campione	Costituente	Indentazioni			Media	Deviazione Standard
B\48\ b1	Bainite	509	509	473	497	21
	Martensite	802	802	766	790	21
B\48\ c1	Bainite	457	473	457	462	9
	Martensite	618	549	618	595	40
B\48\ d1	Martensite	802	841	841	828	23

Tab. 10 – Microdurezza dei costituenti dei campioni preparati per le misure di diffusività termica. HV 0,2.

Inoltre, un'analisi dettagliata delle curve dilatazione-temperatura ha mostrato che la dilatazione dovuta alla trasformazione isoterma è stata marcatamente inferiore nel cilindro B\48\ b, rispetto al B\48\ c, ed in nessuno dei due campioni è stata sufficiente a conseguire la dimensione misurata, alle stesse temperature, prima dell'austenitizzazione. Un'ulteriore dilatometria, infine, eseguita ancora presso il Politecnico di Milano, su un cilindro tratto dal campione A\O, con il medesimo ciclo termico già impiegato per il cilindro B\48\ b, ha consentito di evidenziare la dilatazione conseguente alla trasformazione martensitica, durante il raffreddamento finale.¹²⁵

La martensite si è formata nel corso del raffreddamento finale poiché la precedente trasformazione bainitica isoterma non era stata completata, benché le curve dilatazione-tempo avessero presentato, al termine del mantenimento, derivate appena sensibili e molto inferiori ai loro precedenti valori.

A seguito di questi risultati, i dischi ricavati dal cilindro B\48\ b non sono stati impiegati, a causa della elevata frazione di martensite, mentre quelli ricavati dai campioni B\48\ a, B\48\ c e B\48\ d sono stati

* Le facce stesse non sono state lucidate per non ridurre eccessivamente la loro emissività ϵ , e quindi la loro attitudine ad assorbire l'energia fornita dal laser nel corso delle misure.

[†] L'analisi è stata svolta dal Prof. G. Ubertalli e dall'Ing. F. D'Aiuto.

impiegati e considerati rappresentativi dei costituenti metallografici perlite, bainite e martensite, rispettivamente. Ai fini dell'interpretazione delle successive misure di proprietà termofisiche, la piccola frazione di martensite presente nel cilindro B\48\c è stata trascurata.

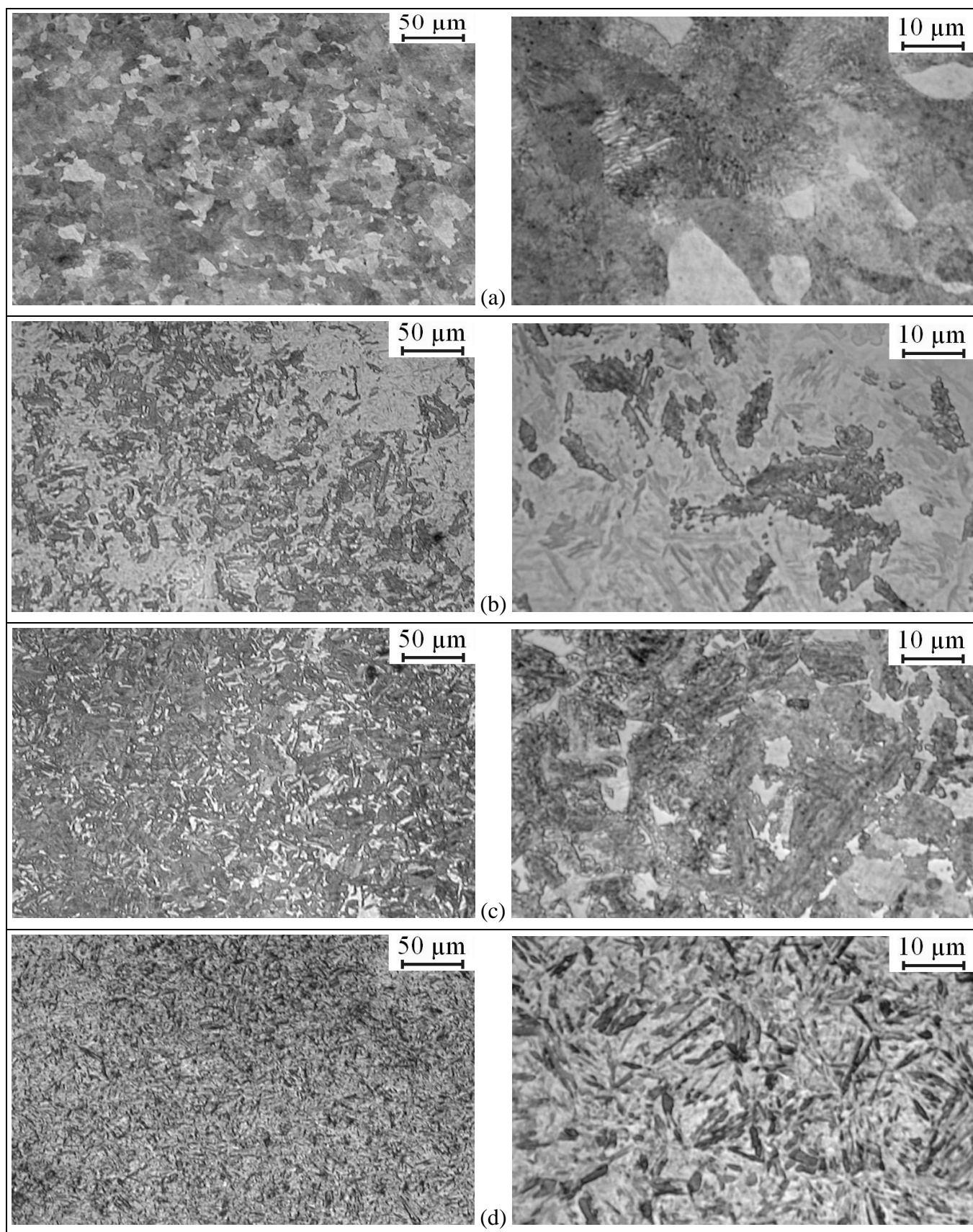


Fig. 61 – Metallografie dei campioni preparati per le misure di diffusività termica. Nital, tempi di attacco diversi. Perlite (a). Microstruttura mista, costituita da bainite e martensite (zone chiare) in proporzioni simili (b). Microstruttura prevalentemente bainitica, con una piccola frazione di martensite (c). Martensite (d).

3.10.5. Misure in condizioni iniziali di non equilibrio

*Formulazione del modello matematico**

Si ipotizza che il transitorio termico dovuto all'impulso, che si conclude in un intervallo di tempo di qualche t_c , si sovrapponga ad un transitorio di raffreddamento del forno e del campione e che i parametri che caratterizzano i due transitori possano essere distinti mediante un'analisi della curva sperimentale, in quanto si verificano su scale temporali molto diverse. Infatti, poiché l'inerzia termica del forno è molto maggiore di quella del campione, il tempo caratteristico del transitorio di raffreddamento (o riscaldamento) dell'insieme forno-campione è determinato essenzialmente dal forno stesso e può essere molto maggiore di t_c .

Tale situazione si può modellare con le seguenti equazioni:

$$\text{Eq. 24} \quad \left\{ \begin{array}{ll} \dot{T} = \alpha \cdot T'' & x \in [0, b] \\ -k \cdot T' = Q \cdot \delta(t - t_0) - \varphi & x = 0 \\ -k \cdot T' = \varphi & x = b \\ T = T_0 & t = 0 \end{array} \right. ,$$

in cui T è la temperatura, il punto indica derivazione rispetto al tempo t , l'apice indica derivazione rispetto allo spazio unidimensionale x , $\delta(t)$ è la distribuzione δ di Dirac, φ è un flusso termico costante (per unità di superficie), T_0 è la temperatura iniziale del transitorio di raffreddamento del sistema forno - campione e t_0 l'istante in cui viene applicato l'impulso di energia.

Si noti che, per limitare la complessità del modello, non si prendono in considerazione i problemi concernenti la durata finita dell'impulso e gli scambi termici attraverso la superficie laterale (cilindrica) del campione. Nel caso in esame, tuttavia, il tempo t_c è, come ordine di grandezza, circa 200 volte maggiore della durata dell'impulso; pertanto, almeno per quanto riguarda questa fonte di incertezza, si ritiene che l'approssimazione usata sia soddisfacente.

L'ipotesi che il raffreddamento si realizzi per mezzo di un flusso termico costante non è in generale corretta, in quanto nei casi in esame il raffreddamento avviene per irraggiamento; tuttavia, è particolarmente opportuna per i passaggi seguenti ed è ritenuta accettabile purché la variazione $\delta\varphi$ del flusso termico φ durante la misura sia molto piccola rispetto al flusso φ medesimo.

La velocità di raffreddamento naturale B del campione (osservata sperimentalmente) è inferiore a 0,5 °C/s alla temperatura di 700 °C, e decresce rapidamente al diminuire della temperatura. Con una semplice analisi a parametri concentrati[†], si stima che, a tale temperatura, il flusso di calore φ uscente da ciascuna faccia del campione (si trascura la superficie laterale) sia pari a $B \cdot \rho \cdot c \cdot b/2$, ovvero 5,8 kW/m². In un tempo δt di 2 s, ovvero circa $20 \cdot t_c$, simile alla durata dell'acquisizione dati, la velocità di raffreddamento B comporta una riduzione δT della temperatura del campione di 1 °C, a cui consegue una riduzione $\delta\varphi$ del flusso termico uscente dal campione pari a $\varepsilon \cdot \sigma \cdot (T^4 - (T - \delta T)^4)$, in cui ε è l'emissività e σ la costante di Stefan-Boltzman[‡]. Pertanto, $\delta\varphi$ risulta circa 0,21 kW/m², e $\delta\varphi/\varphi$ circa 0,036.

In questa derivazione si è trascurata la contemporanea riduzione della temperatura dell'ambiente (cioè delle parti del forno in vista del campione), che ha su $\delta\varphi$ un'influenza minore, per effetto dell'elevazione alla quarta potenza. Questa approssimazione, tuttavia, è conservativa, perchè la riduzione della temperatura ambiente ha l'effetto di incrementare lo scambio termico.

La emissività ε del campione si può stimare dalle stesse misure sperimentali, come rapporto tra l'energia radiante assorbita e quella incidente sulla superficie. Nelle misure eseguite alle temperature in esame, il campione, illuminato da un impulso di energia nominale 10 J, incrementa la propria temperatura di una quantità ΔT pari a circa 1 °C, e quindi assorbe un'energia Q che si stima pari a $\Delta T \cdot \rho \cdot c \cdot V$ (essendo V il volume del campione stesso), ovvero 0,91 J. Pertanto, l'emissività ε del campione si stima pari a 0,091.

In conclusione, si stima che, nel corso di una misura, la variazione $\delta\varphi/\varphi$ del flusso termico φ uscente da ciascuna faccia del campione sia dell'ordine dello 0,6%. Questa stima di $\delta\varphi/\varphi$ si riduce al diminuire della temperatura. Per esempio, le medesime considerazioni, ripetute per una temperatura di 400° (a cui si osserva una velocità di raffreddamento naturale B dell'ordine di 0,1 °C/s e si stima ε pari a circa 0,13),

* Si impiegano i medesimi simboli già definiti nel capitolo 3.10.1.

† Si considerano b , c e ρ pari a 3 mm, 500 J kg⁻¹ °C⁻¹ (27) e 7870 kg m⁻³ (109) rispettivamente.

‡ Pari a 56,7 nW m⁻² °K⁻⁴.

conducono a determinare una variazione $\delta\varphi/\varphi$ dell'ordine di 0,3%, nel medesimo periodo di tempo δt di 2 s. Dunque, l'ipotesi di costanza del flusso termico φ è accettabile.

Soluzione analitica

Le Eq. 24 si possono risolvere analiticamente. In particolare, si può dimostrare che, se due funzioni T_I e T_{II} risolvono le seguenti equazioni:

$$\text{Eq. 25} \quad \begin{cases} \dot{T}_I = \alpha \cdot T_I'' & x \in [0, b] \\ -k \cdot T_I' = Q \cdot \delta(t - t_0) & x = 0 \\ -k \cdot T_I' = 0 & x = b \\ T_I = 0 & t = 0 \end{cases},$$

$$\text{Eq. 26} \quad \begin{cases} \dot{T}_{II} = \alpha \cdot T_{II}'' & x \in [0, b] \\ -k \cdot T_{II}' = -\varphi & x = 0 \\ -k \cdot T_{II}' = \varphi & x = b \\ T_{II} = T_0 & t = 0 \end{cases},$$

allora la loro somma $T = T_I + T_{II}$ risolve la Eq. 24.

Inoltre, si dimostra facilmente che, se T_{III} risolve le equazioni:

$$\text{Eq. 27} \quad \begin{cases} \dot{T}_{III} = \alpha \cdot T_{III}'' & x \in [0, b] \\ -k \cdot T_{III}' = Q \cdot \delta(t) & x = 0 \\ -k \cdot T_{III}' = 0 & x = b \\ T_{III} = 0 & t = 0 \end{cases},$$

allora $T_I(x, t) = T_{III}(x, t - t_0)$ risolve le Eq. 25. Ciò equivale a traslare nel tempo il problema descritto dalle Eq. 25, considerando che le esse ammettono come soluzione T_0 costante per t compreso tra zero e t_0 .

La soluzione T_{II} della Eq. 26 è disponibile in letteratura⁷¹ a meno di una traslazione della variabile x , ed è:

$$\text{Eq. 28} \quad T_{II}(t, x) = T_0 - \frac{2 \cdot \varphi}{\rho \cdot c \cdot b} \cdot t + \frac{\varphi \cdot b}{4 \cdot k} \cdot \left\{ \frac{1}{3} - \left(\frac{2 \cdot x}{b} - 1 \right)^2 \right\} + \frac{\varphi \cdot b}{2 \cdot k} \cdot f_{II} \left(\frac{t}{t_c}, \frac{x}{b} \right),$$

$$f_{II}(\tau, \chi) = \frac{2}{\pi^2} \cdot \sum_{n=1}^{\infty} \frac{(-1)^n}{n^2} \cdot \cos(n \cdot \pi \cdot (2 \cdot \chi - 1)) \cdot \exp(-4 \cdot \tau \cdot n^2)$$

Tale soluzione si presta alla seguente interpretazione fisica. Il corpo, inizialmente a temperatura T_0 uguale in ogni punto, si raffredda con una velocità media costante pari a $2 \cdot \varphi / (\rho \cdot c \cdot b)$ e, per consentire il flusso di calore, assume internamente un profilo di temperatura parabolico (massimo a cuore e minimo alle superfici), descritto dal termine $(2 \cdot x/b - 1)^2$, profilo che rimane invariato nel tempo, se valutato per differenza rispetto alla temperatura media. Tale situazione viene raggiunta dopo l'esaurimento di un transitorio iniziale descritto dal termine contenente f_{II} . Infatti, si può facilmente verificare che $f_{II}(\tau, \chi)$ tende rapidamente a zero per τ tendente ad infinito.

Il problema descritto nelle Eq. 27 è simile al problema risolto da Parker *et al.*⁶⁶, ed utilizzato per interpretare le curve sperimentali ordinarie (cioè ottenute partendo da una condizione iniziale di equilibrio termico). Tuttavia, le ipotesi usate originariamente da Parker sono lievemente diverse da quelle espone nelle Eq. 27 e si possono esprimere matematicamente come segue:

$$\text{Eq. 29} \quad \lim_{g \rightarrow 0} \left\{ \begin{array}{ll} \dot{T}_{IV} = \alpha \cdot T_{IV}'' & x \in [0, b] \\ -k \cdot T_{IV}' = 0 & x = 0 \\ -k \cdot T_{IV}' = 0 & x = b \\ T_{IV} = \begin{cases} Q/(\rho \cdot c \cdot g) & x \in [0, g] \\ 0 & x \in [g, b] \end{cases} & t = 0 \end{array} \right\}.$$

Infatti, Parker *et al.* ipotizzarono che la quantità di calore Q sia inizialmente distribuita in uno strato di spessore g adiacente alla superficie esposta all'impulso, la cui temperatura risulta conseguentemente innalzata di una quantità $Q/\rho \cdot c \cdot g$. La soluzione di questo problema era già precedentemente nota⁷¹. Parker *et al.*, infine, ottennero la curva voluta portando tale soluzione al limite per g tendente a zero.

Sebbene le Eq. 29 siano sostanzialmente equivalenti, come significato fisico, alle Eq. 27, a rigore esse non possono essere utilizzate nel modo precedentemente proposto per le Eq. 27. Infatti, nelle Eq. 29 l'energia Q dell'impulso compare nella condizione iniziale, anziché nella condizione al contorno, e, dunque, non è possibile traslare nel tempo la loro soluzione T_{IV} come, invece, si può fare per la soluzione T_{III} delle Eq. 27.

Pertanto, la soluzione T_{III} delle Eq. 27 è stata ottenuta analiticamente con il metodo delle trasformate di Laplace^{25,71} (i passaggi principali di tale derivazione sono riportati in appendice 7.8) allo scopo di verificare se sia effettivamente equivalente alla soluzione classica T_{IV} delle Eq. 29.

Le due soluzioni sono le seguenti.

$$\begin{aligned} \text{Eq. 30} \quad T_{III}(t, x) &= \frac{Q}{\rho \cdot c \cdot b} \cdot f_{III}\left(\frac{t}{t_c}, \frac{x}{b}\right) \\ f_{III}(\tau, 1) &= 2 \cdot \sqrt{\frac{\pi}{\tau}} \cdot \sum_{n=0}^{\infty} \exp\left(-\frac{\pi^2}{\tau} \cdot \left(n + \frac{1}{2}\right)^2\right) \end{aligned}$$

$$\begin{aligned} \text{Eq. 31} \quad T_{IV}(t, x) &= \frac{Q}{\rho \cdot c \cdot b} \cdot f_{IV}\left(\frac{t}{t_c}, \frac{x}{b}\right) \\ f_{IV}(\tau, 1) &= 1 + 2 \cdot \sum_{n=1}^{\infty} (-1)^n \cdot \exp(-n^2 \cdot \tau) \end{aligned}$$

Sebbene le funzioni matematiche f_{III} ed f_{IV} siano apparentemente molto diverse, il calcolo numerico ha mostrato che, per χ pari ad 1 e τ variabile nell'intervallo di interesse, il modulo della loro differenza è sempre minore di $5 \cdot 10^{-16}$, avendo eseguito il calcolo con una precisione di 64 bit. Si ritiene che tale minimo scarto sia confrontabile con le incertezze intrinseche nel calcolo numerico (rappresentazione dei numeri reali con un numero finito di cifre, approssimazione delle serie con sommatorie finite). Pertanto, si presume che, almeno nel punto di interesse (faccia non direttamente esposta all'impulso), le due funzioni f_{III} ed f_{IV} e le due soluzioni T_{III} ed T_{IV} siano uguali e si possono usare indifferentemente. Nei calcoli è stata usata la soluzione classica di Parker.

Dunque, riuniti i precedenti risultati, la soluzione delle Eq. 24 è:

$$\begin{aligned} \text{Eq. 32} \quad T(t, x) &= T_{II}(t, x) + T_{III}(t - t_0, x) = \\ &= T_0 - \frac{2 \cdot \varphi}{\rho \cdot c \cdot b} \cdot t + \frac{\varphi \cdot b}{4 \cdot k} \cdot \left\{ \frac{1}{3} - \left(\frac{2 \cdot x}{b} - 1 \right)^2 \right\} + \frac{\varphi \cdot b}{2 \cdot k} \cdot f_{II}\left(\frac{t}{t_c}, \frac{x}{b}\right) + \frac{Q}{\rho \cdot c \cdot b} \cdot f_{IV}\left(\frac{t - t_0}{t_c}, \frac{x}{b}\right) \\ &= A(x) + B \cdot t + \frac{\varphi \cdot b}{2 \cdot k} \cdot f_{II}\left(\frac{t}{t_c}, \frac{x}{b}\right) + \frac{Q}{\rho \cdot c \cdot b} \cdot f_{IV}\left(\frac{t - t_0}{t_c}, \frac{x}{b}\right) \end{aligned}$$

Confrontando questa Eq. 32 con la precedente Eq. 28, si può riconoscere che il termine $B = 2 \cdot \varphi / (\rho \cdot c \cdot b)$ è la velocità di raffreddamento del campione dovuta al flusso di calore φ ceduto all'ambiente e che il termine $(\varphi \cdot b / (2 \cdot k)) \cdot f_{II}$ è una componente transitoria dovuta al medesimo processo di raffreddamento.

Discussione

Nel corso delle prove sperimentali, si è verificato che B varia tra 0,05 e 0,5 °C/s circa (in funzione della temperatura); ne consegue che il termine $\varphi \cdot b / (2 \cdot k)$ si può stimare tra 0,013 e 0,13 °C. * Inoltre, si può verificare numericamente che $f_{II}(2, 1)$ è minore di 10^{-5} ed $f_{II}(5, 1)$ è minore di 10^{-10} .

* Valori che si ottengono ricavando $\varphi = 1/2 \cdot \rho \cdot c \cdot b \cdot B$ dai detti valori di B , e considerando b , c , ρ , e k pari a 3 mm, 500 J kg⁻¹ °C⁻¹ (27), 7870 kg m⁻³ (109) e 31 W m⁻¹ °C⁻¹ (109) rispettivamente.

Dunque, il termine transitorio descritto da $\varphi \cdot b \cdot f_{II} / (2 \cdot k)$ è del tutto trascurabile se t è maggiore di qualche t_c , anche a paragone degli incrementi di temperatura $Q / \rho \cdot c \cdot b$ usualmente impiegati nelle misure impulsive (dell'ordine di 1 °C).

Pertanto, se t_0 è maggiore di qualche t_c e considerando il punto $x=b$, si può scrivere con buona approssimazione:

$$\text{Eq. 33} \quad T(t, b) \approx A(b) + B \cdot t + \frac{Q}{\rho \cdot c \cdot b} \cdot f_{IV} \left(\frac{t - t_0}{t_c}, 1 \right).$$

In conclusione, quindi, nel caso in esame, se si eseguono misure impulsive nel corso di un processo di raffreddamento dell'insieme campione-forno alle massime velocità di raffreddamento che è possibile realizzare (e quindi, *a fortiori*, anche a velocità minori), le curve sperimentali temperatura-tempo si possono con buona approssimazione considerare come la somma di una componente lineare dovuta al raffreddamento e di una componente aggiuntiva che si può descrivere con la classica equazione di Parker. È interessante notare che il termine $A(x)$ nella Eq. 32 comporta una differenza di temperatura, tra superficie e cuore del campione, dell'ordine di $\varphi \cdot b / (4 \cdot k)$, ovvero al massimo 0,065 °C secondo le precedenti stime; dunque dell'ordine del 5% dell'incremento di temperatura tipico impiegato nelle prove. Questa differenza è sufficientemente piccola perché si possa considerare ininfluente dal punto di vista della variazione di α con la temperatura e della scelta della temperatura a cui attribuire il valore di α determinato nel corso della misura.

Viceversa, il coefficiente B nella Eq. 33 (o Eq. 32) in determinati casi può essere numericamente importante. Infatti, per esempio, in un tempo dell'ordine di $10 \cdot t_c$ (che può esser assunto come durata dell'acquisizione dati nel corso di una misura), il decremento $B \cdot t$ può essere dell'ordine di 0,5° C (con la massima velocità di raffreddamento considerata e le stesse ipotesi già usate per le precedenti stime), confrontabile, quindi, con l'incremento (di solito poco più di 1 °C) dovuto all'impulso. Pertanto, in tali casi, la curva di Parker non consentirebbe di ottenere un valore significativo di α , cosa che, invece, risulta possibile se si confrontano i dati sperimentali con la curva descritta nella Eq. 33.

Riduzione dei dati sperimentali e determinazione della diffusività termica

Il confronto tra le curve sperimentali e la curva analitica descritta dalla Eq. 33 è stato svolto considerando tutti i punti acquisiti. A questo scopo, la curva sperimentale è stata interpolata (con il metodo dei minimi quadrati) con la funzione matematica descritta dalla Eq. 33, e le quantità $A(b)$, B , $Q / (\rho \cdot c \cdot b)$ e t_0 sono state usate come parametri dell'interpolazione. La minimizzazione dello scarto quadratico tra la curva sperimentale e la curva analitica interpolante è stata eseguita con la procedura descritta da Lagarias *et al.*⁶⁵ e disponibile nelle librerie di funzioni del programma Matlab¹¹⁶. La Fig. 62 riporta due esempi.

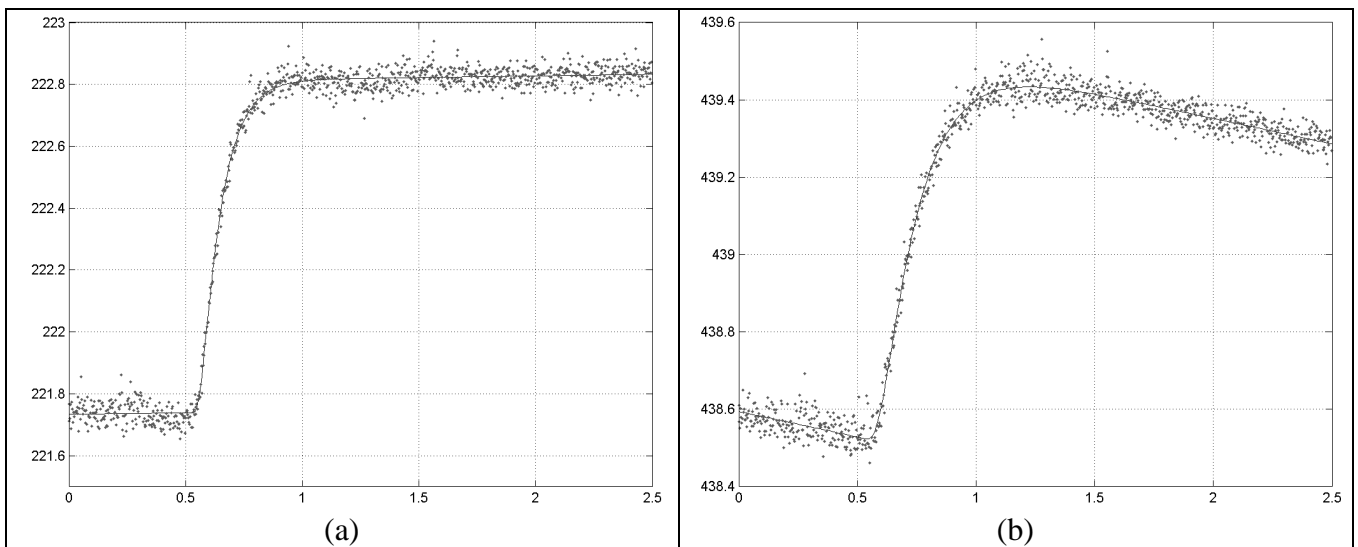


Fig. 62 – Misure di diffusività termica sul campione B\48\d2. Transitori termici: punti sperimentali e curve interpolanti. Misura della microstruttura martensitica iniziale del campione, eseguita in condizione di equilibrio iniziale (a). Misura dell'austenite metastabile, eseguita senza interrompere il raffreddamento naturale del campione e del forno, ed interpolata considerando anche la componente dovuta al raffreddamento stesso, supposta lineare, con il metodo descritto nel testo.

Questo metodo di interpolazione richiede valori di prima stima, che sono stati ottenuti interpolando linearmente un tratto di curva precedente all'impulso (da cui $A(b)$ e B), ed applicando il metodo di Parker dopo aver sottratto alla curva tale componente lineare (t_c e $Q/(p \cdot c \cdot b)$). Il tempo t_0 era stato misurato durante gli esperimenti ed è stato impiegato come parametro per verifica.

Alcuni Autori⁷² considerano, nel caso di misure eseguite a temperatura elevata, anche il contributo della dilatazione termica dei campioni; nonostante ciò, nel presente lavoro tutti i valori di diffusività sono stati calcolati utilizzando lo spessore dei campioni misurato a temperatura ambiente. Infatti, in primo luogo, la correzione derivante dalla dilatazione o contrazione termica e metallurgica sarebbe stata lieve sia in assoluto (meno del 2% alla massima temperatura*), sia in relazione agli altri errori sperimentali, i quali - per le ragioni dette - tendono ad essere maggiori proprio alle temperature più alte. Inoltre, in secondo luogo, se si introducessero in un modello numerico della tempra valori di diffusività corretti per la variazione volumica, il modello stesso dovrebbe, per coerenza, considerare le variazioni dimensionali contestualmente alla soluzione del problema termico; cosa che usualmente non viene fatta.

3.10.6. Difficoltà ed accorgimenti sperimentali

Particolari accorgimenti sono stati adottati, durante l'esecuzione delle misure, allo scopo di ottimizzare (entro le possibilità dell'apparato di misura) la qualità delle curve tempo-temperatura registrate, sia per ridurre il rumore strumentale, sia per minimizzare il contributo attribuibile al transitorio termico del sistema forno-campione.

Per quanto concerne l'energia nominale del laser, sono state eseguite misure con energia Q pari a 4, 8 oppure 10 J. Teoricamente, l'impiego di più energia comporta minore precisione, a causa del più elevato incremento di temperatura ΔT e, quindi, del maggiore scambio termico con l'ambiente e della maggiore incertezza nella scelta della temperatura cui attribuire il valore di diffusività misurato. Nel presente caso, tuttavia, misure eseguite con diversa energia ed a parità di altre condizioni hanno mostrato che queste difficoltà sono trascurabili rispetto al vantaggio conseguente all'aumento del rapporto segnale/rumore, che si ottiene impiegando più energia. Pertanto, eccettuate alcune misure sul primo campione (B\48\3) eseguite con energia 4 J, si è preferito impiegare 8 oppure 10 J.

In molti casi sono stati osservati disturbi sinusoidali di frequenza 50 Hz (frequenza della rete elettrica pubblica), di ampiezza crescente all'aumentare della temperatura. Questi disturbi non sono stati evidenti nelle misure condotte sul campione B\48\3 (esaminato soltanto fino a 705 °C), mentre, nelle misure condotte sui campioni B\48\2, B\48\4 e B\48\5, sono stati osservati in modo evidente a temperature uguali o superiori a 480, 510 e 640 °C, rispettivamente[†]. In alcuni casi questi disturbi sono stati sottratti con un filtro numerico in frequenza[‡], realizzato utilizzando le trasformate FFT (*Fast Fourier Transform*), prima dell'esecuzione di ogni altra elaborazione (Fig. 63). L'esperienza ha mostrato che questo filtro, sebbene molto efficace nel ridurre la dispersione dei punti sperimentali, ha, nella maggior parte dei casi, ridotta influenza sul valore di diffusività termica calcolato, in quanto l'algoritmo di interpolazione adottato (capitolo 3.10.5 a pagina 94) compensa naturalmente il rumore sinusoidale e usualmente perviene a risultati pressoché uguali, sia che i dati siano stati filtrati, sia che non lo siano stati.

In molte misure si è usato l'accorgimento di spegnere gli elementi riscaldanti del forno poco prima della misura. Questo accorgimento ha presentato due vantaggi. In primo luogo, così facendo, è stato sensibilmente ridotto il rumore strumentale (Fig. 64). In secondo luogo, nell'esecuzione di misure durante

* Stima ottenuta da misure dilatometriche eseguite da ricercatori del Politecnico di Milano¹²⁵.

† L'origine dei disturbi a 50 Hz non è stata chiarita. Si sono riscontrate, tuttavia, differenze in proposito tra diversi campioni, ma non tra diverse misure eseguite sul medesimo campione, nonostante che l'insieme delle misure eseguite su ciascun campione richiedesse molte ore. Pertanto, si ritiene che i disturbi possano essere più probabilmente ricondotti al montaggio dei campioni (per esempio ad un'imperfetta saldatura della termocoppia o a contatti elettrici involontari) che non a disturbi elettrici originati all'esterno dell'apparato di misura.

‡ Non è stato possibile eliminare il disturbo per integrazione, in quanto il periodo della rete elettrica (0,02 s) è paragonabile con il tempo t_c (dell'ordine di 0,1 s).

il riscaldamento, in condizioni di non equilibrio iniziale, spegnendo i riscaldatori si è ottenuto di ridurre considerevolmente il contributo alla variazione di temperatura del campione, dovuto al transitorio termico del sistema forno-campione*. Tuttavia, spegnendo i riscaldatori si consente la riduzione della temperatura dell'ambiente circostante al campione e, quindi, si danneggia progressivamente la condizione di equilibrio termico del sistema forno-campione, nei casi in cui questa condizione sia stata precedentemente realizzata per eseguire misure normali. Pertanto, nei casi in cui si è usato questo accorgimento, le misure in corso di riscaldamento sono state eseguite uno o due minuti dopo aver spento i riscaldatori, per approfittare della progressiva riduzione della velocità di riscaldamento che consegue allo spegnimento, mentre le misure normali sono state eseguite pressoché subito dopo aver spento i riscaldatori, prima che il sistema si discostasse sensibilmente dall'equilibrio ed, in particolare, in alcuni casi in cui sono state eseguite più misure normali consecutive, i riscaldatori sono stati riaccesi tra l'una e l'altra per ripristinare l'equilibrio.

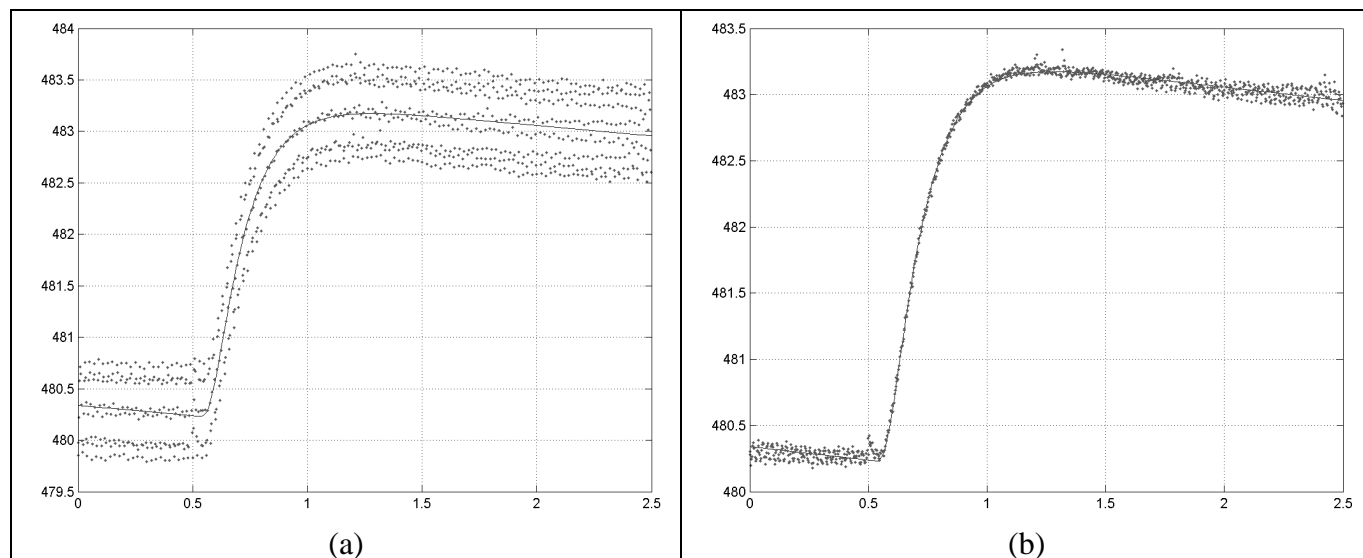


Fig. 63 – Misure di diffusività termica del campione bainitico B48c2. Dati originali (a) e corretti mediante un filtro FFT per sottrarre un disturbo alla frequenza della rete elettrica (b). Le curve interpolanti ed i valori di α ottenuti prima e dopo l'applicazione del filtro sono simili.

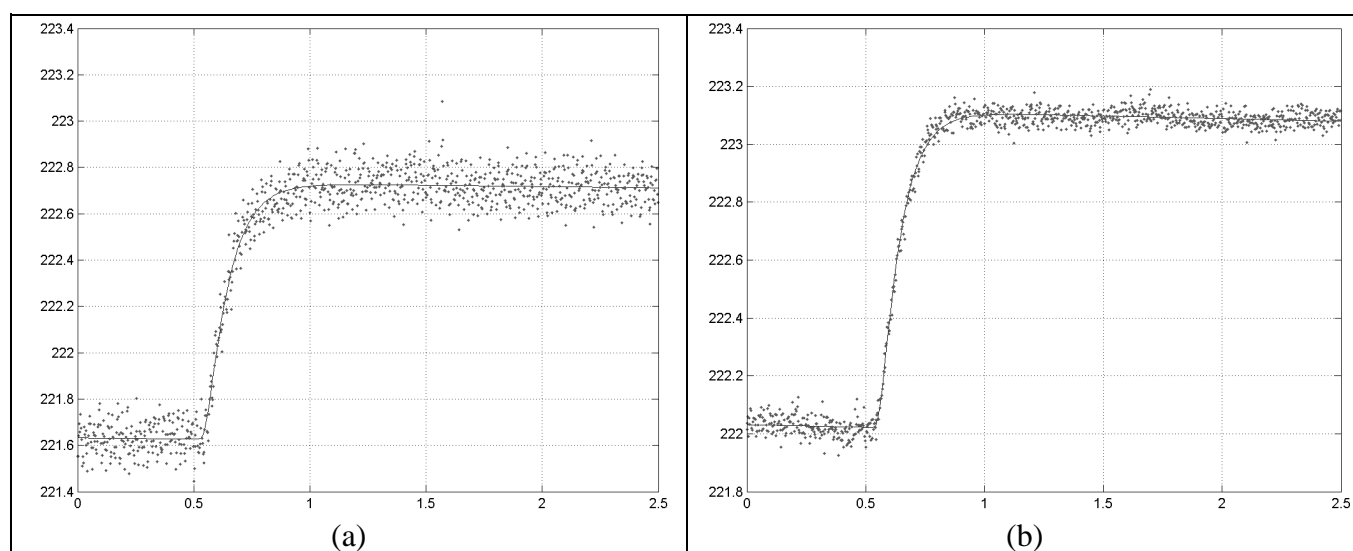


Fig. 64 – Misure di diffusività termica del campione martensitico B48d2 a 222 °C. Dati non filtrati. Energia 8 J. Misure in condizioni di equilibrio iniziale (normali), eseguite mantenendo i riscaldatori accesi (a), oppure immediatamente dopo aver spento i riscaldatori (b). Nel caso (b) si ottiene una sensibile riduzione del rumore.

* Pur senza ottenere, naturalmente, una condizione di equilibrio termico, condizione che richiede l'uso del controllo in retroazione ed un tempo di sosta molto maggiore, dell'ordine di 30 minuti per l'apparato impiegato.

Questi accorgimenti hanno dato buoni risultati nelle misure eseguite alle temperature minori, indicativamente fino a 500 °C.

Purtroppo, con l'incremento della temperatura, il rumore ed i disturbi a 50 Hz aumentano rapidamente di intensità e, d'altra parte, il disequilibrio termico conseguente allo spegnimento dei riscaldatori diventa sempre più rapido.

In particolare, alla temperatura di austenitizzazione, dopo aver conseguito l'equilibrio termico, le misure eseguite mantenendo i riscaldatori accesi sono affette da rumore di ampiezza superiore a ΔT , che non può essere del tutto eliminato né con l'impiego del filtro in frequenza, né spegnendo i riscaldatori; d'altra parte, se si spengono i riscaldatori, il raffreddamento è così immediato e rapido che non è possibile eseguire in tale modo misure normali (Fig. 65).

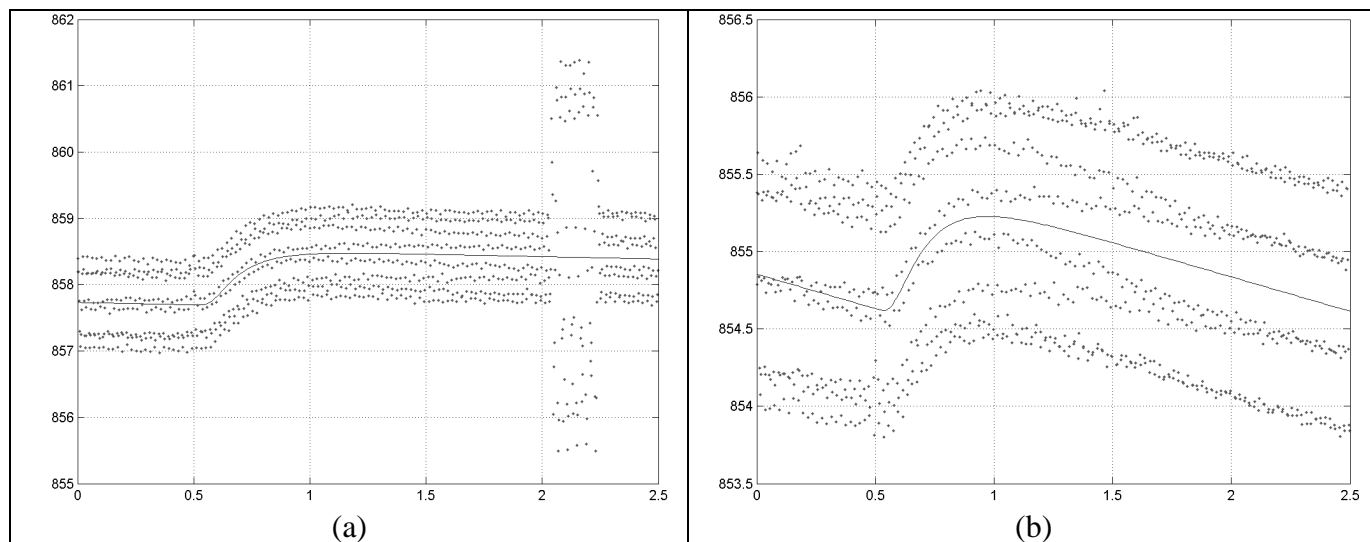


Fig. 65 – Misure di diffusività termica del campione B\48\c2 alla temperatura di austenitizzazione. Dati non filtrati. Energia 8 J. Misure in condizioni di equilibrio iniziale, eseguite mantenendo i riscaldatori accesi (a), oppure immediatamente dopo aver spento i riscaldatori (b). Nel caso (a) si osserva un ulteriore disturbo, di breve durata, dovuto alla regolazione acceso/spento dei riscaldatori. Nel caso (b), nonostante che i riscaldatori siano spenti da meno di 5 s, la velocità di raffreddamento del campione è già sensibile.

Un disturbo aggiuntivo, nelle misure a riscaldatori accesi, deriva dal sistema di controllo in retroazione, il quale controlla almeno una parte della potenza fornita con una regolazione di tipo acceso/spento e, quindi, periodicamente, introduce disturbi molto intensi ma di durata breve ed inferiore a quella di una acquisizione dati (Fig. 65a). La probabilità di incorrere in uno di questi disturbi aumenta con la temperatura, perché a temperatura maggiore lo stato di acceso è più frequente. Perciò, alle temperature minori, questo tipo di disturbo è stato di solito eluso, ripetendo le misure e scartando quelle che ne erano affette, mentre, alla temperatura di austenitizzazione, generalmente non è stato possibile evitarlo. Sono state tuttavia utilizzate le misure nelle quali questo disturbo si è presentato lontano dalla regione di salita della temperatura, come in Fig. 65a.

Pertanto, alla temperatura di austenitizzazione, ed alle temperature immediatamente inferiori, le misure a riscaldatori spenti e quelle a riscaldatori accesi hanno presentato inconvenienti altrettanto gravi, sebbene di natura diversa, e sono state affette da incertezze più elevate, rispetto a quelle delle misure eseguite alle temperature minori.

3.10.7. Risultati

Sono stati impiegati nelle misure i campioni B\48\c2, B\48\d2 e B\48\d4. In tutti i casi si è osservata una dispersione dei risultati piuttosto ampia, tuttavia è stato possibile evidenziare le differenze di diffusività termica determinate dai costituenti e dalla temperatura, ricorrendo a curve interpolanti lineari o paraboliche (Fig. 66).

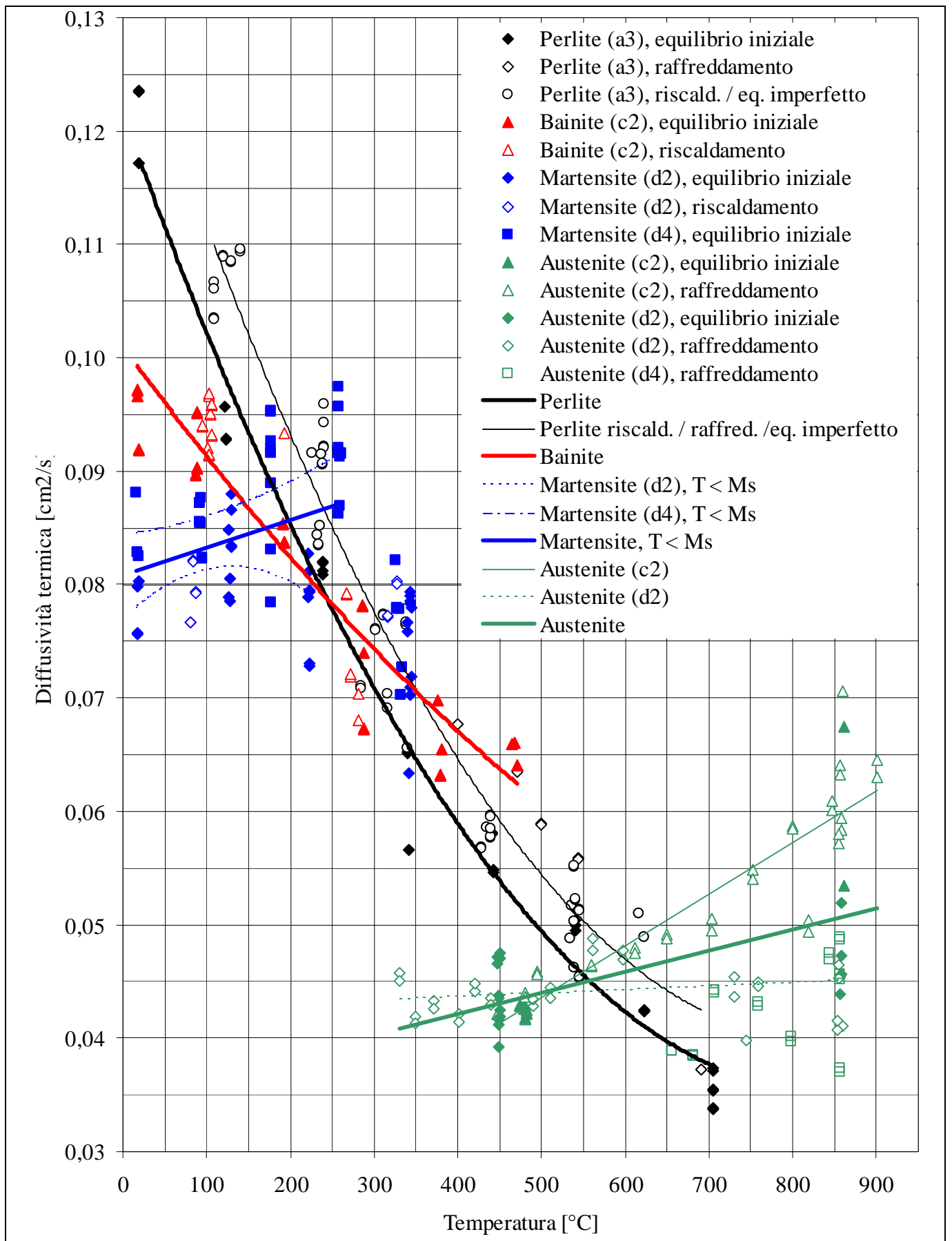


Fig. 66 - Diffusività termica dei costituenti metallografici, in funzione della temperatura. Punti sperimentali e curve interpolanti paraboliche. Migliori stime per ciascun costituente (linee interpolanti spesse) e curve ottenute in particolari condizioni o su singoli campioni (sottili). I campioni sono indicati senza il prefisso B\48\, uguale per tutti.

Il campione perlitico B\48\3 è stato sottoposto a misure impulsive a temperatura ambiente (20 °C) e nel corso di soste eseguite durante il riscaldamento, avendo raggiunto l'equilibrio termico del campione stesso e del forno, a 122, 238, 341, 441, 541, 623 e 705 °C*, ed è stato poi raffreddato.

Ulteriori misure sono state svolte, sul medesimo campione, in condizioni iniziali di non equilibrio o di imperfetto equilibrio, durante il raffreddamento, ma anche durante il riscaldamento stesso, ed in particolare durante i periodi di sensibile oscillazione della temperatura, che hanno preceduto il raggiungimento dell'equilibrio alle temperature di volta in volta imposte. Particolarmente in quest'ultimo caso, la distinzione tra misure in condizione di non equilibrio e misure normali non è netta, bensì, con il procedere del sistema verso l'equilibrio, le prime tendono alle seconde. Per valutare l'eventuale errore attribuibile alle misure in condizione di disequilibrio iniziale, rispetto a quelle normali, sono state considerate normali soltanto le due o tre misure finali di ciascuna sosta, applicando, quindi, un criterio più restrittivo rispetto a quelli poi usati per gli altri campioni. Il confronto è stato svolto interpolando i due tipi di misure con altrettante curve paraboliche (Fig. 66). Le misure svolte in condizione di non equilibrio (o di imperfetto equilibrio) iniziale presentano valori superiori del 10% circa (dal 9% al 12% all'aumentare della temperatura), rispetto a quelle normali.

Complessivamente, la diffusività termica della perlite, valutata utilizzando le sole misure normali, diminuisce da 0,117 a 0,038 cm²/s (valori letti sulla curva interpolante), all'aumentare della temperatura da 20 a 705 °C.

Il campione bainitico B\48\2 è stato esaminato a temperatura ambiente (18 °C†) e nel corso di soste eseguite durante il riscaldamento, a 88, 193, 287, 379 e 467 °C‡. Poche ulteriori misure sono state svolte, sul medesimo campione, in condizioni iniziali di non equilibrio, durante le oscillazioni precedenti al raggiungimento dell'equilibrio ad 87 °C e nel corso del riscaldamento da 193 a 287 °C. In questo caso, tuttavia, le misure svolte in condizione di non equilibrio iniziale non hanno presentato un errore sistematico riconoscibile e la curva interpolante parabolica (Fig. 66) è stata realizzata considerando tutte le misure.

Complessivamente, la diffusività termica della bainite diminuisce da 0,099 a 0,063 cm²/s (valori letti sulla curva interpolante), all'aumentare della temperatura da 18 a 467 °C. Pertanto, la diminuzione della diffusività termica con la temperatura è meno ripida nelle bainite, rispetto alla perlite.

Due campioni martensitici, B\48\2 e B\48\4, sono stati esaminati a temperatura ambiente (18 °C) e nel corso di soste eseguite durante il riscaldamento, a 128, 222 e 343 °C§ nel caso del campione B\48\2, ed a 93, 178, 259 e 329 °C** nel caso del campione B\48\4. Ulteriori misure, in condizioni iniziali di non equilibrio, sono state svolte sul solo campione B\48\2 nel corso dei riscaldamenti da 18 a 128 °C e da 222 a 343 °C.

Mentre, nei casi precedenti, le microstrutture dei campioni si potevano ritenere pressoché stabili negli intervalli di temperatura in cui sono state svolte le misure, nel caso della martensite, si deve invece ritenere che il rinvenimento comporti trasformazioni irreversibili (precipitazione di carburi ε), almeno nel corso delle soste alle temperature maggiori. Questo fatto trova una conferma indiretta nell'andamento dei valori misurati, i quali inizialmente aumentano con la temperatura, ma successivamente diminuiscono in modo marcato, a partire dalle temperature alle quali intervengono le trasformazioni di fase determinate dal rinvenimento. Si ipotizza, quindi, che i precipitati costituiscano un ostacolo alla conduttività termica.

Poiché, d'altra parte, i dati ottenuti a temperature superiori ad M_s non presentano interesse per la simulazione numerica della tempra continua, si preferisce limitare le curve interpolanti (Fig. 66) alle misure eseguite al di sotto di M_s.

Nonostante ciò, si osserva che il campione B\48\2 presenta già nella sosta a 222 °C una leggera riduzione della diffusività termica, rispetto alla tendenza (crescente) delle misure precedenti, mentre il

* Le temperature indicate sono le medie delle temperature delle ultime misure eseguite nel corso di ciascuna sosta. Nelle successive elaborazioni sono state considerate le temperature effettive delle singole misure. Le temperature impostate nel sistema di controllo in retroazione (temperature del portacampione), erano inferiori e pari a 100, 200, 300, 400, 500, 575 e 650 °C, rispettivamente.

† La temperatura 'ambiente' era in effetti determinata dalla temperatura dell'acqua di raffreddamento.

‡ Le temperature impostate erano 70, 160, 250, 340 e 430 °C.

§ Le temperature impostate erano 100, 200 e 300 °C.

** Le temperature impostate erano 70, 145, 220 e 295 °C.

campione B\48\d4 nella sosta a 259 °C presenta valori ancora mediamente in crescita. Questo diverso comportamento non si può ricondurre in modo evidente alle lievi differenze tra le curve globali di riscaldamento dei due campioni.

Nel loro insieme, le misure effettuate sui due campioni martensitici mostrano differenze considerevoli, benché i due campioni avessero la medesima storia termica precedente e siano stati esaminati in modo simile e prevalentemente con misure normali. In particolare, la differenza tra i valori misurati nei due campioni, valutata sulle curve interpolanti, varia (secondo la temperatura considerata) tra il 5% ed il 9%. Il confronto tra quest'ultimo risultato e la differenza, esaminata nel caso del campione perlitico B\48\c3, tra misure normali e misure in condizione di non equilibrio iniziale, consente di concludere che queste ultime non si discostano tra loro sensibilmente più di quanto accada tra misure condotte in modo normale su campioni nominalmente uguali.

Complessivamente, la diffusività termica della martensite, valutata interpolando linearmente l'insieme di tutte le misure eseguite a temperature minori di M_s , aumenta da 0,081 a 0,087 cm²/s (valori letti sulla curva interpolante), all'aumentare della temperatura da 18 a 259 °C. Pertanto, l'andamento della diffusività rispetto alla temperatura è, nella martensite, opposto rispetto a quanto si è verificato per la perlite e per la bainite.

I campioni B\48\c2, B\48\d2 e B\48\d4 sono stati austenitizzati, ciascuno immediatamente dopo le misure precedentemente descritte, e la diffusività termica dell'austenite è stata misurata sia alla temperatura di austenitizzazione (circa 860°), sia nel corso del successivo raffreddamento.

Il raffreddamento dei campioni è stato eseguito secondo la curva di raffreddamento naturale del forno, cioè avendo spento i riscaldatori e lasciato attivo il raffreddamento ad acqua della parete esterna del forno. In ciascun caso è stata eseguita una sola sosta durante il raffreddamento, a 650, 450 oppure 480 °C, per svolgere misure normali. Nel caso del campione B\48\c2 non sono state più eseguite ulteriori misure dopo la sosta.

Al termine di ciascun raffreddamento, il campione estratto dal forno di prova è stato esaminato metallograficamente. Purtroppo, nel caso del campione B\48\d4, sottoposto alla sosta a 650 °C, si è riscontrata una struttura perlitica (Fig. 67d4), pertanto si è dovuto concludere che l'austenite metastabile si era trasformata nel corso di detta sosta, e, di conseguenza, le misure eseguite durante e dopo la sosta sono state scartate. Viceversa, si è potuto concludere che non si è verificata alcuna trasformazione durante le soste a 480 e 450 °C, rispettivamente, dei campioni B\48\c2 e B\48\d2, perché la successiva osservazione metallografica ha evidenziato una microstruttura completamente martensitica (Fig. 67c2 e Fig. 67d2), simile a quella martensitica originaria del cilindro B\48\d (Fig. 61d). Non si può escludere che la martensite si sia in parte autorinvenuta, tuttavia questa eventualità è ininfluenza, essendo discriminante ai fini delle misure qui discusse soltanto la presenza oppure l'assenza di prodotti di trasformazione dell'austenite a temperatura superiore ad M_s .

Per le ragioni discusse nel capitolo 3.10.6 a pagina 98, le misure eseguite alle temperature più elevate sono state affette da diverse e più gravi cause di errore e di incertezza, rispetto a quelle eseguite alle temperature inferiori. Nelle misure eseguite sull'austenite questo fatto è particolarmente evidente. Per esempio, alla temperatura di austenitizzazione, i valori di diffusività misurati nei campioni B\48\d2 e B\48\c2 (valutati sulle rette interpolanti) si discostano l'uno dall'altro addirittura del 25%, mentre a 480 °C si discostano soltanto del 6%. Non si può, tuttavia, escludere un'influenza della dimensione del grano austenitico, che potrebbe esser stata nei due casi diversa. In particolare, la dimensione degli aciculi delle microstrutture martensitiche in Fig. 67c2 e Fig. 67d2 conduce a ritenere che il campione B\48\d2 abbia presentato, nel corso delle misure grani austenitici di dimensione maggiore. Questo fatto potrebbe esser stato causato dalla diversa dimensione caratteristica e dalla diversa cinetica di austenitizzazione delle microstrutture originarie (perlite e martensite) dei due campioni, così come da differenze nel tempo di permanenza alla temperatura di austenitizzazione.

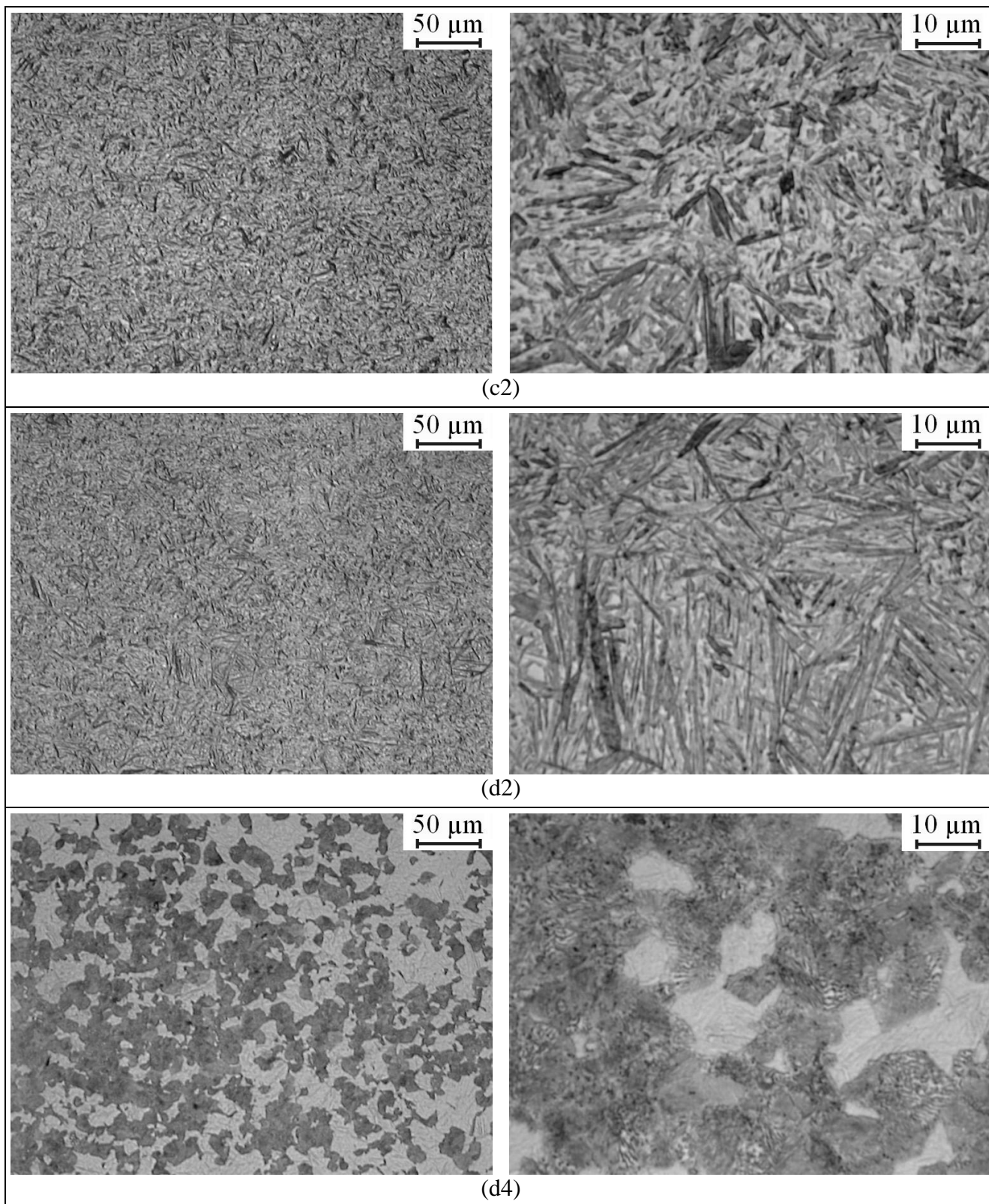


Fig. 67 – Microstruttura dei campioni B\48\c2 (c2), B\48\d2 (d2) e B\48\d4 (d4), dopo le misure di diffusività termica, nel corso delle quali sono stati austenitizzati. Microstrutture martensitiche, ottenute dopo soste a 480 °C (c2) oppure a 450 °C (d2), forse derivanti da precedenti grani austenitici di diversa dimensione. Microstruttura mista costituita da perlite e martensite (d4), ottenuta dopo una sosta a 650 °C.

È tuttavia possibile concludere che l'austenite metastabile ha una diffusività termica decrescente al diminuire della temperatura e molto inferiore a quella dei costituenti stabili che ne derivano durante la tempra, con la possibile eccezione soltanto della perlite alle temperature più alte.

Per esempio, estrapolando alla temperatura M_s le rette interpolanti i risultati della martensite e dell'austenite, si ottiene che la diffusività termica della martensite è più che doppia rispetto a quella dell'austenite metastabile, alla stessa temperatura.

In Tab. 11, infine, si riportano le formule interpolanti (paraboliche o lineari) ottenute come migliore stima per ciascun costituente, già evidenziate in Fig. 66.

Costituente	Diffusività termica [cm ² /s] in funzione della temperatura T [°C]	Estremi di interpolazione [°C]	
Perlite	$0,00000012232 \cdot T^2 - 0,00020535 \cdot T + 0,12151$	20	705
Bainite	$0,000000041065 \cdot T^2 - 0,00010127 \cdot T + 0,10102$	18	467
Martensite	$0,000024405 \cdot T + 0,080814$	18	259
Austenite	$0,000018673 \cdot T + 0,034679$	330	900

Tab. 11 – Misure di diffusività termica dei costituenti metallografici: formule interpolanti.

3.11. Simulazioni numeriche

3.11.1. Metodi di simulazione termometallurgica

Sono stati sviluppati e pubblicati numerosi metodi per modellare la termocinetica e le trasformazioni di fase che si verificano nel corso della tempra degli acciai.

In particolare, per modellare la decomposizione dell'austenite, sono state proposte simulazioni su scala atomica, oppure metodi microscopici, i quali ultimi considerano, per esempio, la velocità di avanzamento dell'interfaccia tra le fasi ferrite ed austenite, oppure la diffusione del carbonio, oppure entrambi questi aspetti. Tuttavia, l'impiego di metodi su scala atomica oppure microscopici è tuttora limitato all'analisi di casi particolarmente semplici, di interesse scientifico, ma non tecnologico.⁷²

Viceversa, nell'ambito della simulazione dei processi industriali di tempra, su scala macroscopica, sono comunemente in uso modelli che incorporano, oltre alle equazioni differenziali della conduzione del calore, formule empiriche oppure semi-empiriche* derivate dai classici strumenti di studio della temprabilità e delle trasformazioni dell'austenite, quali i diagrammi di stato CCT e TTT, le prove Jomini e la teoria del diametro ideale critico.

Le prime applicazioni storiche di questi metodi risalgono ai lavori di Lamont²² e di Grossman e Bain²³. Questi metodi impiegavano, per la parte termocinetica, calcoli analitici a parametri costanti e limitati a geometrie semplici e, per la parte metallurgica, l'ipotesi fondamentale che la microstruttura finale sia determinata soltanto da un singolo parametro numerico associato alla curva di raffreddamento. Per esempio, Lamont²² impiegò come parametro il tempo di dimezzamento della differenza tra la temperatura del punto considerato e la temperatura del mezzo di tempra. Questi metodi non consideravano l'influenza delle trasformazioni di fase sulla termocinetica.

Un recente riassunto di questi metodi è stato pubblicato da Bates, Totten e Brennan²⁸ e principi simili sono stati impiegati anche nelle considerazioni preliminari esposte nel precedente capitolo 2.2 a pag. 16 e nei calcoli termocinetici esposti in appendice 7.9 a pag. 133.

Più recentemente, sono stati introdotti metodi ad elementi finiti, in grado di considerare sia geometrie complesse, sia l'influenza reciproca della termocinetica e delle trasformazioni da fase, nonché programmi di calcolo specifici, perlopiù proprietari (per esempio il codice Sysweld^{74,118,119,124}). Gergely *et al.*⁷⁴ hanno pubblicato un riassunto dei più comuni metodi di modellazione ed un confronto di numerosi codici di calcolo specifici. Generalmente, in questi metodi, le trasformazioni metallurgiche vengono modellate mediante equazioni differenziali, in cui la derivata temporale della frazione di un nuovo costituente è determinata dalla temperatura, dalla sua derivata temporale, dalle frazioni degli altri costituenti e dalla frazione del costituente stesso, già precedentemente formato; inoltre, le trasformazioni influenzano il problema termocinetico tramite i valori assunti dalle proprietà termofisiche del materiale, che vengono espresse in funzione delle frazioni dei costituenti metallurgici, oltre che della temperatura.

Frequentemente, nei codici di calcolo specifici (per esempio nel citato codice Sysweld) soltanto la temperatura viene definita come incognita del metodo ad elementi finiti in senso stretto e, quindi, espressa con un valore per ciascun nodo, e conseguentemente soltanto le equazioni differenziali termocinetiche vengono discretizzate ad elementi finiti, mentre le frazioni dei costituenti metallografici vengono calcolate con funzioni specifiche, dandone soltanto un valore per elemento. Ciò è possibile e conveniente (da un punto di vista computazionale) perchè la formulazione differenziale delle trasformazioni metallurgiche non dipende da derivate spaziali, bensì solo (eventualmente) da derivate temporali, e perché, normalmente, si impiega il metodo degli elementi finiti per discretizzare il problema nello spazio, ma si impiegano invece metodi incrementali per avanzare la soluzione nel tempo.

Nel presente lavoro, invece, è stato impiegato un codice di calcolo generalista (Femlab), in grado di integrare ad elementi finiti equazioni differenziali alle derivate parziali di volta in volta specificate¹¹⁷; per facilità di programmazione (a scapito tuttavia del tempo di calcolo), sono state impiegate come incognite ed espresse con un valore per ciascun nodo sia la temperatura, sia le frazioni dei costituenti.

* In cui la forma matematica è ottenuta da considerazioni teoriche microscopiche, ma i parametri numerici sono ottenuti da esperimenti macroscopici.

3.11.2. Modello termometallurgico impiegato

Sono state risolte, in funzione del tempo t e della posizione x_i , l'equazione differenziale della conduzione del calore e le equazioni che descrivono le trasformazioni metallurgiche.

Considerando anche i calori latenti associati alle trasformazioni di fase, l'equazione differenziale della conduzione del calore si può esprimere nella seguente forma:

$$\text{Eq. 34}^* \quad \rho \cdot c \frac{\partial T}{\partial t} + \rho \cdot L_{Au-Pe} \frac{\partial Pe}{\partial t} + \rho \cdot L_{Au-Ba} \frac{\partial Ba}{\partial t} + \rho \cdot L_{Au-Ma} \frac{\partial Ma}{\partial t} + \frac{\partial}{\partial x_i} \left(-k \cdot \frac{\partial T}{\partial x_i} \right) = 0,$$

oppure:

$$\text{Eq. 35} \quad \rho \cdot c \frac{\partial T}{\partial t} + \rho \cdot L_{Au-Pe} \frac{\partial Pe}{\partial t} + \rho \cdot L_{Au-Ba} \frac{\partial Ba}{\partial t} + \rho \cdot L_{Au-Ma} \frac{\partial Ma}{\partial t} + \frac{\partial}{\partial x_i} \left(-(\rho \cdot c \cdot \alpha) \cdot \frac{\partial T}{\partial x_i} \right) = 0,$$

in cui T è la temperatura, L_{Au-Pe} , L_{Au-Ba} e L_{Au-Ma} sono i calori latenti associati alle trasformazioni perlitica, bainitica ed austenitica, rispettivamente, ρ è la densità, k la conduttività termica, c la capacità termica ed α la conduttività termica (queste ultime intese in costanza di costituenti metallurgici). La densità è stata considerata costante, i calori latenti sono stati considerati funzioni della sola temperatura, ed infine le grandezze c e k (oppure c ed α) sono state considerate funzioni sia della temperatura, sia dei costituenti, e sono state quindi determinate come media dei valori assunti da ciascun costituente (a loro volta funzione della temperatura), pesata sulle frazioni dei costituenti stessi.

Nell'acciaio in esame non si osserva normalmente la formazione di apprezzabili quantità di ferrite pre-eutettoidica e gli intervalli di temperature in cui si verificano la trasformazione perlitica e quella bainitica sono chiaramente separati (capitolo 2.2.3 a pagina 17). Pertanto, è stata trascurata la ferrite pre-eutettoidica, sono stati considerati quattro costituenti: austenite Au , perlite Pe , bainite Ba e martensite Ma , ed è stata modellata una sola trasformazione in ciascun intervallo di temperatura.

Le trasformazioni perlitica e bainitica sono state descritte in forma differenziale, a partire dai diagrammi TTT, secondo il metodo impiegato per esempio nel codice Sysweld^{124,119}.

Sono state impiegate le seguenti equazioni:

$$\text{Eq. 36} \quad \frac{\partial Pe}{\partial t} = \beta_{Fp} \cdot N_{Fp} \cdot Au \cdot (-\ln(Au))^{(1-1/N_{Pe})}$$

$$\text{Eq. 37} \quad \frac{\partial Ba}{\partial t} = \beta_{Ba} \cdot N_{Ba} \cdot Au \cdot \left(-\ln \left(\frac{Au}{1-Fp} \right) \right)^{(1-1/N_{Ba})}$$

in cui β_{Pe} , N_{Pe} , β_{Ba} ed N_{Ba} sono parametri empirici.[†]

Ponendo $Au=1-Pe$, e considerando costanti i parametri β_{Fp} ed N_{Fp} , la Eq. 36 diviene un'equazione differenziale nella sola funzione incognita $Pe(t)$ ed ammette come soluzione la cinetica di Johnson-Mehl-Avrami^{74,75,119} per le trasformazioni a temperatura costante (nel caso in cui la frazione di equilibrio della nuova fase sia unitaria):

$$\text{Eq. 38} \quad Pe = 1 - \exp \left(-(\beta_{Pe} \cdot t)^{N_{Pe}} \right)$$

In modo del tutto simile, ponendo $Au=1-Pe-Ba$, e con parametri β_{Ba} ed N_{Ba} costanti, la Eq. 37 diviene un'equazione differenziale nella sola funzione incognita $Ba(t)$ ed ammette anch'essa una soluzione di tipo Johnson-Mehl-Avrami:

$$\text{Eq. 39} \quad Ba = Au_0 \cdot \left(1 - \exp \left(-(\beta_{Ba} \cdot t)^{N_{Ba}} \right) \right)$$

in cui $Au_0=1-Pe$ è la frazione di austenite all'inizio della trasformazione bainitica, frazione che potrebbe essere minore di 1 nel corso di un raffreddamento continuo.

Pertanto, i parametri β_{Pe} ed N_{Pe} (oppure β_{Ba} ed N_{Ba}) sono stati ricavati da un diagramma TTT dell'acciaio in esame, sostituendo nella Eq. 38 (oppure nella Eq. 39) i tempi t di inizio e di fine della trasformazione

* In questa equazione e nelle successive (fino alla Eq. 42) si usa la convenzione di somma rispetto all'indice delle dimensioni spaziali 'i' ripetuto.

† Sia la Eq. 36 che la Eq. 37 si possono estendere per continuità al caso in cui l'argomento del logaritmo naturale sia nullo, osservando che $\lim_{x \rightarrow 0} x(-\log(x))^a = 0$ per a positivo.

ad una data temperatura e le frazioni Pe (oppure Ba) impiegate nei diagrammi TTT per identificare questi eventi (ovvero 1% e 99% rispettivamente). In tal modo, i parametri β_{Pe} , N_{Pe} , β_{Ba} ed N_{Ba} sono stati calcolati come funzione della temperatura.

Per modellare la trasformazione martensitica, invece, è stata impiegata la cinetica di Koistinen e Marburger⁷⁶, espressa in forma differenziale

$$\text{Eq. 40} \quad \frac{\partial Ma}{\partial t} = -K \cdot Au \cdot \frac{\partial T}{\partial t}$$

in cui K è un parametro empirico, pari a zero per temperature superiori ad M_s e costante per temperature inferiori.*

Questo modello non considera l'eventuale ineguale ripartizione degli elementi di lega durante le trasformazioni, e, quindi, per esempio, non può riprodurre la variazione della temperatura M_s , osservata nei diagrammi CCT a causa delle precedenti trasformazioni parziali.

Il sistema di equazioni differenziali, costituito dalle Eq. 34 (oppure Eq. 35), Eq. 36, Eq. 37 ed Eq. 40, è stato completato dalla ovvia condizione $Au+Pe+Ba+Ma=1$, dalla condizione iniziale, ottenuta ponendo Au pari ad 1 e T pari alla temperatura di austenitizzazione, e dalle seguenti condizioni al contorno termiche:

$$\text{Eq. 41} \quad k \cdot n_i \frac{\partial T}{\partial x_i} = -h \cdot (T - T_e),$$

che esprime la convezione presso le superfici esterne, e

$$\text{Eq. 42} \quad k \cdot n_i \frac{\partial T}{\partial x_i} = 0,$$

che esprime la condizione di adiabaticità sui piani di simmetria. In queste ultime equazioni, h è il coefficiente di scambio termico liminare tra la superficie ed il mezzo temprante, n_i è il versore perpendicolare alla superficie ed infine T_e è la temperatura del mezzo temprante.

Nell'appendice 7.10.1 a pag. 135, sono riportati alcuni dettagli concernenti l'implementazione delle sopraesposte equazioni nel codice di calcolo impiegato; inoltre, nell'appendice 7.10.2 a pag. 136 sono riportati due calcoli eseguiti allo scopo di verificare la correttezza del metodo di programmazione, per confronto con una soluzione analitica, con una precedente soluzione termometallurgica, e con misure sperimentali tratte dalla letteratura.

3.11.3. Risultati

È stata simulata la tempra in olio di un ipotetico blumo di acciaio 1.2738, di sezione quadrata di 1x1 m e di lunghezza indefinita. La simulazione è stata svolta in due dimensioni e sono state sfruttate tutte le simmetrie geometriche allo scopo di ridurre i tempi di calcolo e le necessità di memoria (pertanto, è stato modellato ad elementi finiti un ottavo della sezione).

La diffusività termica di ciascun costituente metallurgico è stata determinata, in funzione della temperatura, mediante le formule empiriche esposte in Tab. 11 a pag. 105, opportunamente estrapolate[†]. Le capacità termiche ed i calori latenti di trasformazione, in funzione della temperatura, sono stati tratti dalla letteratura²⁷, considerando il caso del ferro puro; in particolare, perlite, bainite e martensite sono state a questo scopo assimilate alla ferrite α . Il coefficiente di scambio termico liminare, funzione della temperatura della superficie metallica, è stato ricavato da uno studio sperimentale recentemente pubblicato⁷⁷. I parametri concernenti la cinetica delle trasformazioni perlitica e bainitica sono stati ottenuti dal diagramma TTT dell'acciaio 1.2738, precedentemente illustrato (Fig. 9 a pag. 19). Per la costante K della trasformazione martensitica è stato adottato il valore 0,011 originariamente proposto da Koistinen e Marburger⁷⁶. La temperatura M_s (310 °C) è stata ricavata dai diagrammi CCT disponibili in letteratura^{109,110,111}. I valori numerici dei parametri impiegati (eccettuati quelli già riportati in questo capitolo) sono riportati in appendice 7.10.3 a pag. 137. La griglia impiegata è costituita da circa 1000 nodi

* La formula originariamente proposta da Koistinen e Marburger⁷⁶ è $Ma=Au_0 \cdot (1-\exp(-K(M_s-T)))$, da cui si ricava la Eq. 40 per semplice derivazione rispetto a T (in questo caso Au_0 è la frazione di austenite all'inizio della trasformazione martensitica).

† In particolare, la diffusività termica dell'austenite tra la temperatura ambiente e 330 °C è stata imposta pari al valore determinato con detta formula empirica a 330 °C.

e la dimensione massima di ciascun elemento varia gradualmente da 5 mm alla superficie fino a 50 mm a cuore. La temperatura di austenitizzazione e la temperatura dell'olio sono state imposte pari ad 850 e 20 °C, rispettivamente.

Sono state introdotte, inoltre, correzioni empiriche, in assenza delle quali il modello avrebbe previsto frazioni finali di perlite e di bainite chiaramente inferiori al reale. In particolare, i parametri β_{Pe} e β_{Ba} , che contribuiscono a determinare la velocità delle trasformazioni perlitica e bainitica rispettivamente, sono stati incrementati con coefficienti moltiplicativi scelti per confronto con le microstrutture osservate nei blumi e rispettivamente pari a 2,4 ed a 4,4.

Sono state in tal modo calcolate le storie termiche e metallurgiche di ciascun punto. L'andamento nel tempo delle frazioni delle varie fasi presenta, in alcuni punti, lievi oscillazioni numeriche, probabilmente correlate alla scelta dei passi di tempo; nonostante ciò, sono stati ottenuti risultati verosimili. In Fig. 68 sono presentati una mappa della frazione finale di perlite ed il diagramma di raffreddamento di alcuni punti significativi. In particolare, le curve di raffreddamento ottenute sono coerenti con l'esperienza industriale¹³⁵.

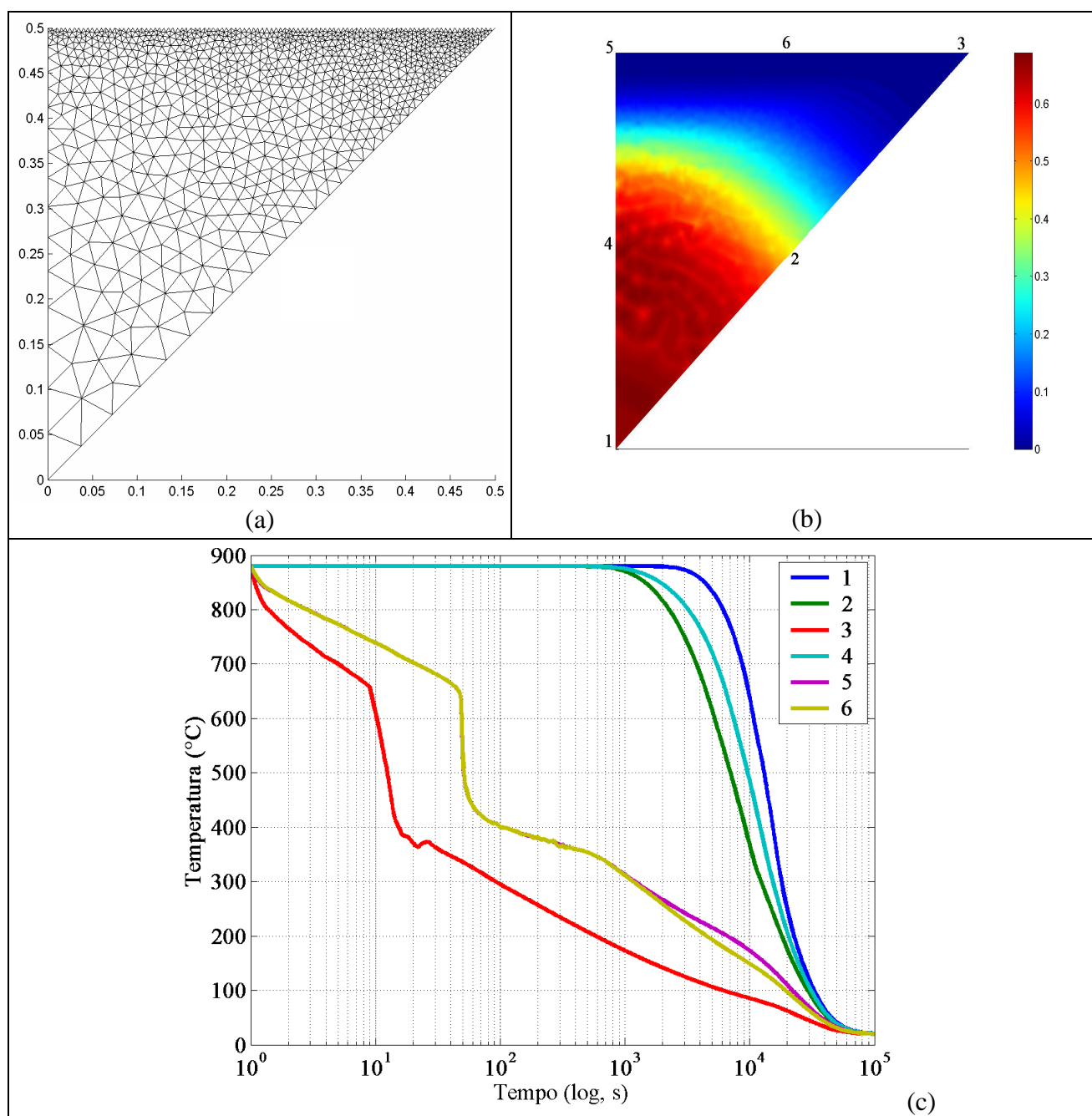


Fig. 68 - Simulazione numerica della tempra di un massello di sezione 1x1 m. Discretizzazione (a), frazione finale di perlite (b), curve di raffreddamento in punti scelti (c).

4. Discussione dei risultati

L'esame delle microstrutture dei blumi (capitolo 3.5), nelle condizioni metallurgiche nelle quali vengono normalmente lavorati ed impiegati, ha evidenziato, oltre alle differenze, in ciascun blumo, tra superficie e cuore, anche importanti differenze tra blumi prodotti da diverse acciaierie che, presumibilmente, hanno impiegato cicli di forgiatura e di trattamento termico diversi.

In tutti i tre blumi esaminati è stata riscontrata la medesima, ed attesa, successione di costituenti metallografici da superficie a cuore: martensite rinvenuta (in frazione rapidamente decrescente con la profondità), bainite inferiore rinvenuta, bainite superiore rinvenuta, perlite, con una transizione graduale dall'uno all'altro costituente, che comporta la presenza di microstrutture miste nella maggior parte del volume del blumo. Tuttavia, la dimensione caratteristica della microstruttura (cioè la dimensione dei precedenti grani austenitici e, quindi, anche la scala caratteristica della segregazione tra diversi costituenti compresenti) è nella scala dei 100 μm per i blumi A e B ed invece nella scala dei 10 μm per il blumo C. Poiché vi è un buon accordo tra i diversi produttori per quanto concerne la temperatura consigliata di austenitizzazione (capitolo 3.2), questo fatto deve essere attribuito al ciclo di forgiatura e di trattamento termico ancora precedente. Inoltre, in base alla profondità iniziale alla quale si osserva la formazione di perlite (maggiore nel blumo C nonostante le sue maggiori dimensioni) si ritiene che i blumi A e B siano stati temprati con un mezzo meno drastico.

Oltre a tutto ciò, la differenza forse più interessante tra i diversi processi riguarda il rinvenimento.

Infatti, mentre il blumo C è stato rinvenuto in modo omogeneo, avendo ogni punto del blumo stesso raggiunto la stessa temperatura, si è formulata l'ipotesi che il blumo B sia stato invece rinvenuto in modo disomogeneo, cioè senza attendere che il cuore raggiungesse la medesima temperatura della superficie, ipotesi in accordo con numerose osservazioni, sia microstrutturali (capitolo 3.5.2), sia meccaniche (capitolo 3.6.2). Nel caso del blumo A, invece, le osservazioni e le misure effettuate non sono sufficienti a determinare se il rinvenimento sia stato omogeneo, oppure disomogeneo.

L'idea di eseguire un trattamento di rinvenimento limitato nel tempo in modo che il cuore del blumo non raggiunga mai, durante il rinvenimento, la stessa temperatura della superficie, potrebbe esser nata semplicemente dalla constatazione del fatto che il cuore del blumo, contenendo pressoché solo perlite, in realtà non richiede di essere rinvenuto ed anzi probabilmente non andrebbe o non va incontro ad alcuna sensibile trasformazione durante il rinvenimento. D'altra parte, il residuo del taglio del blumo B, poi impiegato per tutte le osservazioni e misure, sebbene costituito di acciaio 1.2738, era stato marcato con la sigla di un acciaio meno temprabile (capitolo 3.1.2); non si può escludere che tale marcatura fosse stata impressa non per errore bensì coscientemente, dal produttore medesimo, per compensare un ciclo di trattamento termico erroneo. Il fatto che si sia verificato l'uno o l'altro caso non ha importanza da un punto di vista scientifico, tuttavia influisce sulla rappresentatività del blumo rispetto alla produzione corrente.

Proprio in ragione di queste due incertezze concernenti il blumo B, cioè quale sia stata effettivamente la sua storia termica e se essa sia stata rappresentativa della produzione corrente di almeno un'acciaieria, oppure no, su questo blumo è stata eseguita, nel corso di questa ricerca, una campagna di prove meccaniche meno ampia, in quanto non comprendente le misure di K_{IC} , più impegnative, bensì solo le misure di durezza, trazione e resilienza.

Le misure di durezza e di trazione (capitolo 3.6), oltre ad evidenziare il rinvenimento disomogeneo del blumo B, hanno reso risultati che, da un punto di vista qualitativo, rispettano le attese. In particolare, nei blumi la durezza e le proprietà tensili presentano un evidente minimo a cuore, con valori localmente ben inferiori alle specifiche comunemente adottate; questo fatto senza dubbio costituisce un difetto importante dal punto di vista applicativo, ma ineliminabile nell'ambito del ciclo produttivo attualmente impiegato (capitolo 2).

Le misure di resilienza svolte sul blumo C a temperature crescenti hanno evidenziato temperature di transizione comprese tra 270 °C (superficie) e 150 °C (cuore)¹²⁵, pertanto hanno confermato che l'acciaio in esame viene normalmente impiegato ad una temperatura di esercizio che, nella maggior parte del volume degli stampi, è vicina alla temperatura ambientale (ovvero alla temperatura del refrigerante) e, quindi, nettamente inferiore alla temperatura di transizione, e solo nelle zone direttamente esposte al

polimero liquido (che si trova a temperatura compresa tra 200 e 250 °C) può avvicinarsi alla temperatura di transizione medesima, senza probabilmente superarla.

Le misure di resilienza svolte, successivamente, alla temperatura di 175 °C, in funzione della profondità nei blumi B e C ed in un punto nel blumo A, invece, hanno reso un risultato inatteso e sorprendente. Infatti, a questa temperatura, mentre le misure sul blumo C hanno sostanzialmente confermato il comportamento già evidenziato dalle curve di trazione fragile-duttile, evidenziando valori di resilienza indicativamente compresi (in funzione della profondità) tra 20 e 40 J, il blumo B ha presentato una resilienza molto maggiore, indicativamente compresa tra 70 e 50 J, associata ad una frattura completamente duttile a tutte le profondità esaminate, ed il blumo A (esaminato alla profondità di 337 mm) ha presentato una resilienza dell'ordine di 85 J. Perciò, sebbene le curve di transizione fragile-duttile dei blumi A e B non siano state misurate, in base a questi risultati si può ipotizzare che le temperature di transizione fragile-duttile di questi due blumi siano molto inferiori, rispetto al blumo C.

Questi fatti sono tanto più sorprendenti in quanto sia il blumo A, e sia soprattutto il blumo B (che è stato esaminato in modo più completo), rispetto al blumo C, presentano microstrutture meno omogenee, più grossolane e con frazioni di perlite mediamente più elevate, derivanti da una precedente struttura austenitica meno omogenea e più grossolana; inoltre il blumo B contiene tenori di zolfo e di fosforo rispettivamente 5 volte e 2 volte più elevati, sempre rispetto al blumo C. Le ragioni di questi risultati non sono chiare e richiedono ulteriori ricerche.

Le misure di tenacità a frattura hanno evidenziato un graduale incremento di questa proprietà, dalla superficie al cuore del blumo C. Questo incremento, da 35 a 45 MPa√m, sebbene piccolo in termini assoluti, tuttavia è percentualmente importante e deve essere ricondotto alla diversità delle microstrutture. Da un punto di vista qualitativo questo risultato è in accordo con la differenza delle temperature di transizione duttile-fragile della superficie ed il cuore, mentre, da un punto di vista frattografico, lo stesso risultato è stato spiegato con una graduale evoluzione delle superfici di frattura, le quali presentano a cuore una più elevata frazione di superfici duttili.

I due valori di tenacità a frattura misurati nel blumo A, benché non del tutto validi, hanno confermato l'andamento crescente di questa proprietà con la profondità, ma hanno presentato valori nettamente più alti (50 e 76 MPa√m) rispetto a quelli riscontrati nel blumo C. Quest'ultimo fatto è in accordo con le misure di resilienza a temperatura ambiente, che hanno reso in media 10 e 15 J nei blumi C ed A rispettivamente; infatti, sebbene la differenza di resilienza tra 10 e 15 J sia quasi trascurabile in valore assoluto, il rapporto tra questi due valori di resilienza è comparabile con il rapporto tra i rispettivi valori medi di tenacità a frattura.

Il fatto che il blumo A sia sostanzialmente più tenace del blumo C e che sia più prossimo al blumo B che non al blumo C come microstruttura, unitamente al fatto che, valutato con misure di resilienza a temperatura elevata, il blumo B è risultato anch'esso più tenace del blumo C (e non molto diverso dal blumo A), consente di ipotizzare che i blumi A e B provengano da processi produttivi simili; quest'ipotesi implicherebbe che il rinvenimento disomogeneo riscontrato nel blumo B, e che non si può né confermare né escludere nel blumo A, sia una pratica industriale corrente di almeno un produttore. I risultati ottenuti, sebbene siano concordi con quest'ipotesi, non ne danno una prova certa.

Le misure di tenacità a frattura eseguite sui campioni ritrattati (temprati individualmente e rinvenuti) hanno reso un valore medio dell'ordine di 84 MPa√m nel caso delle provette di maggior dimensione, quasi tutte valide, provenienti dal blumo C, e di 121 MPa√m nel caso delle due provette di insufficiente spessore provenienti dal blumo A. È probabile che l'ultimo valore citato sia più elevato del vero, a causa della ridotta dimensione delle provette, tuttavia, anche considerando soltanto il valore ottenuto dalle provette di maggior dimensione, è evidente che il ritrattamento termico ha considerevolmente aumentato la tenacità a frattura (ed anche la resilienza), rispetto ai valori riscontrati nei blumi. D'altra parte, il materiale ritrattato ha superato il materiale originario anche nei valori di durezza e di resistenza a trazione. Pertanto, il ritrattamento comporta un sostanziale miglioramento dell'insieme delle proprietà meccaniche dell'acciaio in esame. D'altra parte, poiché i ritrattamenti sono stati eseguiti con temperature di austenitizzazione e di rinvenimento comprese negli intervalli comunemente consigliati ed impiegati industrialmente, si deve concludere che il consistente vantaggio ottenuto può derivare o dalla minor

durata dei mantenimenti (ed in particolare dell'austenitizzazione), oppure dalla maggiore velocità di raffreddamento di tempra.

La diversa velocità di raffreddamento, a partire dalla temperatura di austenitizzazione, senza dubbio giustifica la diversità dei risultati ottenuti presso il cuore (del blumo C) rispetto a quelli ottenuti nei campioni ritrattati. Infatti è generalmente riconosciuto che le microstrutture costituite da martensite rinvenuta presentano una tenacità maggiore, a parità di composizione, rispetto alle microstrutture perlitiche, ed anche che la velocità di raffreddamento, nettamente inferiore presso il cuore dei blumi rispetto al caso dei campioni ritrattati, determina l'una o l'altra microstruttura.

Tuttavia, la differenza di tenacità a frattura riscontrata tra i campioni ritrattati ed i campioni provenienti dalla superficie dei blumi non può essere giustificata in modo altrettanto semplice. Infatti, nel caso dei campioni provenienti dal blumo C, l'esame microstrutturale ha evidenziato nelle provette ritrattate e nella provette provenienti dalla superficie del blumo (in punti prossimi o equivalenti agli apici delle precricche) microstrutture pressoché identiche (entro i limiti dell'osservazione ottica) e costituite solo da martensite rinvenuta. Inoltre, poiché nel corso dei ritrattamenti sono state eseguite in questi casi tempre in gas di ridotta drasticità, si può affermare che anche le velocità di raffreddamento (tra 700 e 500 °C) dei campioni ritrattati e dei campioni originari superficiali sono tra loro non molto diverse*. Infine, anche l'analisi frattografica ha evidenziato modi di frattura microscopici in parte simili (per esempio, per quanto concerne la frattura intergranulare) nei due casi.

Pertanto, si deve concludere che la tenacità a frattura risente in modo importante di differenze anche relativamente piccole della velocità di raffreddamento, oppure che risente della durata della precedente austenitizzazione, per tramite di differenze microstrutturali non osservabili al microscopio ottico. Una simile influenza della velocità di raffreddamento sulla tenacità a frattura è stata precedentemente riscontrata in un acciaio per stampi per lavorazioni a caldo⁵⁴, pur in assenza di differenze microstrutturali osservabili al microscopio ottico¹³⁷.

Per spiegare questo fenomeno, è stato ipotizzato che, in funzione della velocità di raffreddamento, si verifichi una più o meno significativa (oppure del tutto assente) precipitazione di carburi dall'austenite metastabile nel corso della tempra^{7,8}. Inoltre, si può anche ipotizzare che, nel corso del raffreddamento dei blumi, si verifichi in maggior misura il fenomeno dell'autorinvenimento della martensite. Infatti, una singola velocità, misurata per esempio tra 700 e 500 °C, non caratterizza completamente le curve di raffreddamento; anzi, è possibile che curve di raffreddamento ottenute in campioni di ridotta sezione temprati in gas, oppure presso la superficie di blumi di grande dimensione temprati in olio, siano simili alle temperature più elevate, ma sensibilmente diverse alle temperature minori. In particolare, il raffreddamento della superficie dei blumi, a temperature inferiori ad M_s , potrebbe essere rallentato a causa del prolungato flusso di calore proveniente dal cuore, causando condizioni favorevoli ad un più intenso autorinvenimento. Entrambe le ipotesi comportano, in definitiva, dopo il rinvenimento propriamente detto, microstrutture qualitativamente simili ma con possibili differenze dimensionali e morfologiche dei carburi. Non è tuttavia chiaro come queste differenze potrebbero impedire o condizionare lo sviluppo della regione di frattura duttile iniziale, all'apice della cricca, che si è dimostrata determinante nelle misure di tenacità a frattura.

L'esame delle superfici di frattura ha consentito non soltanto di spiegare le differenze di tenacità da un punto di vista microscopico, bensì anche di associare diversi modi di frattura microscopici a diversi costituenti metallografici, sebbene in modo generalmente non univoco e talvolta solo ipotetico. In particolare, la frattura intergranulare è stata riconosciuta come pertinente soltanto alla martensite rinvenuta.

La precriccatura delle provette destinate alle misure di tenacità a frattura è stata anche un'occasione per valutare il comportamento dell'acciaio in esame per quanto concerne la propagazione a fatica di una cricca, in funzione del fattore di intensificazione degli sforzi.

L'analisi della precriccatura è stata estesa anche ai dati raccolti prima che la cricca emergesse dall'intaglio a chevron. Per quest'ultimo scopo, è stata sviluppata una derivazione analitica in parte nuova per

* Il confronto è stato fatto considerando le velocità misurate nel corso del ritrattamento (capitolo 3.2.2) con un calcolo analitico svolto con il metodo esposto nell'appendice 7.9.

determinare le relazioni tra la lunghezza di cricca, la cedevolezza ed il fattore di intensificazione degli sforzi nel caso di provette intagliate a chevron.

Le stime ottenute non costituiscono una misura normale della curva di Paris, tuttavia hanno permesso di confrontare tra loro diversi gruppi di provette e di ottenere dei valori di prima stima (capitolo 3.8.3). A parità di fattore di intensificazione degli sforzi, le provette ritratte hanno presentato velocità di crescita della cricca lievemente maggiori di quelle riscontrate, in condizioni di prova quasi del tutto simili, nelle provette di microstruttura originaria.

Tutti questi risultati, seppur in diversa misura, evidenziano il fatto che la tempra dei blumi costituisce un passaggio particolarmente critico del ciclo produttivo, a causa della grande dimensione dei blumi e della conseguente diversificazione della loro microstruttura, da superficie a cuore, dopo la tempra stessa.

Pertanto, è stata intrapresa una caratterizzazione termofisica dell'acciaio 1.2738, allo scopo di consentire l'esecuzione di calcoli di tempra con modelli ad elementi finiti non lineari, rivolti ad ottenere una precisione superiore, rispetto a quella che si può ottenere dai metodi tradizionali. Questa attività (capitolo 3.10) ha condotto a due risultati, uno di metodo e l'altro di merito. Per quanto riguarda il metodo, è stata sviluppata da un punto di vista sia teorico sia sperimentale, una procedura per eseguire misure di diffusività termica di tipo impulsivo nel corso di un processo di raffreddamento continuo del campione, allo scopo di esaminare fasi metastabili, ed in particolare l'austenite, la cui diffusività termica è importante per una corretta simulazione dei processi di tempra. Nel merito, invece, le misure eseguite sull'austenite, nonostante la dispersione dei risultati (soprattutto alle alte temperature), hanno evidenziato nell'acciaio in esame una diffusività termica notevolmente minore di quella dei costituenti a matrice ferritica, a parità di temperatura, per esempio dell'ordine di $0,045 \text{ cm}^2/\text{s}$ alla temperatura di $400 \text{ }^\circ\text{C}$. Quest'ultimo risultato, in particolare, conferma la necessità di impiegare modelli numerici nei quali le proprietà termofisiche siano considerate dipendenti anche dai costituenti metallografici (oltre che dalla temperatura), e quindi di misurare queste proprietà in funzione dei medesimi costituenti.

Nonostante questi risultati, la simulazione numerica della tempra (capitolo 3.11), eseguita impiegando queste misure, alcuni risultati sperimentali ottenuti da ricercatori del Politecnico di Milano ed ulteriori valori di letteratura, ha prodotto un risultato insoddisfacente, principalmente a causa della difficoltà di modellare la cinetica delle trasformazioni di fase. Infatti, il modello adottato, pur avendo dato un buon risultato in una simulazione semplificata concernente un acciaio meno temprabile (appendice 7.10.2), non è stato in grado di prevedere in modo verosimile i costituenti che si verificano dopo la tempra di un blumo di acciaio 1.2738, se non introducendo fattori correttivi i quali, tuttavia, non hanno alcun carattere di generalità e si devono considerare piuttosto invece come una misura dell'errore del modello usato. Questo fatto, probabilmente, è forse dovuto al fatto che il modello della cinetica delle trasformazioni di fase impiegato è stato originariamente sviluppato per acciai bassolegati ed a temprabilità molto minore; tuttavia, non pregiudica la possibilità di impiegare i risultati sperimentali ottenuti ed, in particolare, le misure di diffusività termica, insieme a modelli della cinetica delle trasformazioni di fase più adeguati all'acciaio ad elevata temprabilità in esame.

5. Conclusioni e sviluppi futuri

Da un punto di vista scientifico, avendo esaminato l'acciaio per stampi 1.2738, è stata verificata la marcata dipendenza delle proprietà termofisiche, della microstruttura, della tenacità a frattura e di altre proprietà meccaniche dalla precedente storia meccanica e termica. Purtroppo, la mancanza, nella filiera produttiva dei grandi blumi di acciaio 1.2738, di un sistema di documentazione e di tracciabilità, ha impedito di risalire ai dettagli dei cicli produttivi di due dei tre blumi esaminati e, dunque, ha molto limitato la possibilità di spiegare scientificamente, e di impiegare per lo sviluppo dei processi produttivi, alcuni importanti risultati, concernenti questi primi due blumi. Nonostante ciò, i due blumi privi di documentazione, e particolarmente il blumo B, hanno reso risultati scientificamente interessanti. In particolare, la maggiore tenacità del blumo B, indipendentemente dalle ragioni sottostanti al ciclo produttivo a cui è stato sottoposto, da un lato costituisce un problema scientifico degno di ulteriore studio, dall'altro lato potrebbe costituire un'alternativa al ciclo produttivo descritto nella introduzione, meritevole di essere esplorata. Per questa ragione, sono attualmente in corso prove di tenacità a frattura sul blumo B. Il secondo problema scientifico non risolto è costituito dalle differenze di tenacità tra microstrutture di martensite rinvenuta sensibilmente uguali, differenze che sono state in via di ipotesi attribuite alle diverse curve di raffreddamento; anche questo aspetto è degno di un ulteriore esame.

Da un punto di vista applicativo, la tenacità a frattura, oppure comunque la tenacità in senso più ampio, è la proprietà più critica dell'acciaio per stampi per materie plastiche 1.2738, in relazione alla dimensione degli stampi impiegati, nell'industria automobilistica, per realizzare particolari quali paraurti e plance, ed al ciclo di lavorazione comunemente adottato per realizzare questi stessi stampi.

Infatti, la tenacità a frattura dei blumi di acciaio forgiato e prebonificato, impiegati per realizzare questi stampi, può essere dell'ordine di appena $40 \text{ MPa}\sqrt{\text{m}}$, mentre la tenacità a frattura della categoria degli acciai temprati e rinvenuti, confrontabili con l'acciaio in esame come tenore di carbonio e come resistenza a trazione, ed anche la tenacità a frattura del medesimo acciaio temprato e rinvenuto in modo ottimo, è normalmente superiore al doppio di tale valore.

Quindi, sebbene, attualmente, ragioni logistiche, organizzative ed economiche inducano le maggiori imprese del settore a non eseguire una verifica puntuale delle tensioni a cui gli stampi sono sottoposti in esercizio, questa stessa verifica è certamente auspicabile. In particolare, la verifica dei progetti degli stampi dovrebbe essere condotta anche con i metodi della meccanica della frattura. Inoltre, in considerazione delle importanti differenze di proprietà meccaniche osservate tra diversi blumi ed in diversi punti all'interno dello stesso blumo, la verifica degli stampi dovrebbe esser preceduta da una stima delle proprietà meccaniche dei blumi che si intendono impiegare, possibilmente anche in funzione della posizione al loro interno.

Nel loro insieme, i risultati sopra esposti costituiscono un'ampia parte della base di dati necessaria per sviluppare un modello che consenta di stimare prima le microstrutture e poi le proprietà meccaniche di un blumo in funzione del suo ciclo produttivo.

L'impiego auspicato di più accurati metodi di verifica e di progetto, basati anche sulla meccanica della frattura consentirebbe di conoscere e minimizzare il rischio di frattura fragile degli stampi, tuttavia, non può di per se compensare i gravi limiti che l'acciaio 1.2738 dimostra in relazione alla produzione degli stampi di maggiori dimensioni. Tra questi limiti, ineliminabili, si devono annoverare non solo le differenze di durezza tra superficie e cuore e la ridotta tenacità, ma anche la ridotta saldabilità, rilevante a causa delle correzioni di forma frequentemente svolte sugli stampi, ed ineliminabile, nell'ambito della categoria di acciai per bonifica cui il 1.2738 afferisce, in quanto sostanzialmente opposta alla temprabilità. Per queste ragioni, è stato recentemente intrapreso un nuovo progetto di ricerca¹²⁹, particolarmente rivolto ad acciai di nuova composizione, indurenti per precipitazione oppure microlegati, con un minor contenuto di carbonio, considerati promettenti alternative all'acciaio 1.2738 qui esaminato.

6. Dedicà e ringraziamenti

Questa tesi è dedicata ai miei genitori Eugenio e Vilma, alla mia fidanzata Giselda ed a mio zio Bernardino, che mi hanno aiutato ed incoraggiato, in modi diversi, ma tutti importanti.

Alcuni amici e colleghi del corso di dottorato in ingegneria metallurgica hanno contribuito a questo lavoro sia partecipando ad alcune misure ed osservazioni, e sia anche con utili discussioni; in particolare, l'Ing. Giovanni Mortarino ha collaborato a buona parte delle misure di tenacità a frattura e di resilienza ed al calcolo strutturale ad elementi finiti e l'Ing. Fabio D'Aiuto ha eseguito le citate misure a raggi X.

Il Prof. Mario Rosso e l'Ing. Daniele Ugues hanno contribuito con l'esecuzione di trattamenti termici presso la sede di Alessandria del Politecnico di Torino (Centro di Studio e Sviluppo per la Metallurgia e i Materiali per l'ingegneria). L'impresa Ferioli & Gianotti S.p.a., per tramite del titolare Ing. Elio Gianotti, ha similmente contribuito mediante l'esecuzione dei trattamenti termici nel proprio stabilimento di Rivoli (Provincia di Torino).

Alcune imprese coinvolte nella filiera produttiva degli stampi, ed in particolare alcuni tecnici di queste imprese, hanno contribuito in modo importante sia mediante la fornitura gratuita di materiale e di lavorazioni meccaniche, sia anche mediante utili discussioni concernenti in particolare i processi produttivi degli stampi esaminati; in particolare devono esser ricordati l'Ing. Andrea Ghidini dell'impresa Lucchini Sidermeccanica, l'Ing. Corrado Passoni dell'impresa Vertek ed il Sig. Luciano Vitranò dell'impresa HCM.

Infine, deve essere ricordato il contributo scientifico di tutti coloro che hanno partecipato al progetto di ricerca PRIN 2003091205¹²⁸, tra cui i professori Giorgio Scavino, Graziano Ubertalli e Giuseppe Ruscica e l'Ing. Elena Campagnoli, presso il Politecnico di Torino, e numerosi altri presso gli altri Atenei^{125,126}, nonché il contributo finanziario del Ministero dell'Università e della Ricerca Scientifica, erogato nell'ambito del progetto citato.

7. Appendici

7.1. Campionamento

Le profondità di prelievo e gli impieghi dei campioni e delle provette ottenute dai blumi B e C sono riassunti nelle successive Tab. 12, Tab. 13 e Tab. 14. La provetta C\00 ed i campioni delle serie B\A(n) e B\B(n) non inclusi in queste tabelle, nonchè alcuni campioni della serie C\(\n), non sono stati impiegati.

Campione B\	Profondità	Metallografia	Trazione	Durezza Rockwell	Durezza Vickers	Analisi chimica
1	26	G	M			
2	41			M		M
3	54		M			
4	68			M		
5	82			M		
6	96		M			
7	111	G	M			
8	125			M		
10	139				•	•
11	154	G	M			
12	168			M		
13	183				•	•
14	197	G	M			
15	212			M		M
16	226				•	•
17	241				•	•
18	255	G	M			
19	270			M		
20	284				•	•
21	299				•	•
22	313	G	M			
23	328			M		
24	342				•	•
25	357				•	•
26	371				•	•
27	386	G	M			
28	400			M		M
29	414				•	•
30	429				•	•
31	443				•	•

Campione B\	Profondità unilaterale	Profondità	Metallografia	Resilienza	Trazione	Frattografia	Durezza Vickers	Analisi chimica	Diffusività termica
32	458	442	G		•	•		•	
33	474	426		•		•	•	•	
34	488	412					•	•	
35	502	398					•	•	
36	517	383					•	•	
37	531	369	•		•			•	
38	545	355		•			•	•	
39	560	340					•	•	
40	574	326					•	•	
41	588	312					•	•	
42	603	297	•		•			•	
43	617	283		•		•	•	•	
44	632	268					•	•	
45	647	253					•	•	
46	661	239	•		•			•	
47	676	224		•			•	•	
48	690	210					•	•	•
49	705	195					•	•	
50	719	181	•		•			•	
51	734	166		•			•	•	
52	748	152					•	•	
53	763	137	•		•				
54	777	123		•			•	•	
55	792	108					•	•	
56	806	94	•		•			•	
57	821	79		•			•	•	
58	835	65	•		•	•		•	
60	849	51		•		•		•	
61*	869	31	•		•		•	•	

Tab. 12 – Profondità di prelievo ed impieghi dei campione della serie B\(\n), ricavati dal blumo B. Le lettere G ed M indicano osservazioni o misure svolte da ricercatori dell'Università di Genova¹²⁶, oppure del Politecnico di Milano¹²⁵, rispettivamente.

Campione C\		Profondità unilaterale	Ritrattamento termico	Metallografia	Resilienza	Trazione	Fratografia	Durezza Vickers	Analisi chimica
1	24					M		•	
2	40				•		•		•
3	57			G					
4	73				•				•
5	90					M		•	
6	106			G					
7	123				•		•		•
8	139					M		•	
9	156			G					
10	172				•				•
11	189	•							
12	205					M		•	
13	222			G					
14	238				•		•		•
15	255	•							
16	271					M		•	
17	288			G					
18	304				•				•
19	321	•			•		•		•
20	337								

Campione C\		Profondità unilaterale	Ritrattamento termico	Metallografia	Resilienza	Trazione	Fratografia	Durezza Vickers	Analisi chimica
21	354					M		•	
22	370			G					
23	387				•		•		•
24	403	•							
25	420								
26	436					M		•	
27	453			G					
28	469				•				•
29	486								
30	502	•							
31	519								
32	535					M		•	
33	552			G					
34	568				•		•		•
35	585								
36	601								
37	618	•			•		•		•
38	634					M		•	
39	651			G					
40	667				•		•		

Tab. 13 - Profondità di prelievo ed impieghi dei campione della serie C\ (n), ricavati dal blumo C. Le lettere G ed M indicano attività svolte da ricercatori dell'Università di Genova¹²⁶, oppure del Politecnico di Milano¹²⁵, rispettivamente.

Campione o provetta	Profondità unilaterale [mm]	Profondità [mm]	Ritrattamento	Tenacità a frattura	Frattografia (K_{Ic})	Durezza	Metallografia	Provette di trazione	Frattografia (trazione)	Provette di resilienza	Note
A\O		31÷217		•	•		•	•	•		Metallografia in più punti.
A\O1		142÷395		•	•		•	•	•		Metallografia in più punti.
A\NT		31÷217	•	•	•		•	•	•		
A\QT		31÷217	•	•	•		•	•	•		
B\B6		450				M					
C\B1		58		•	•	•					
C\B2		142		•	•	•					
C\B3		225		•	•	•					
C\B4		309		•	•	•					
C\B5		392		•	•	•					
C\B6		476		•	•	•					
C\B7		559		•	•	•					
C\B8	643	643		M	M					M	Sei provette di resilienza.
C\B9	726	559		M							
C\B10	810	476		M							
C\B11	893	392		M							
C\B12	977	309		M							
C\B13	1060	225		M							
C\B14	1144	142		M							
C\B15	1227	58		M						M	Otto provette di resilienza.
C\A6	643	643	•	•	•		•	•	•		Due provette di trazione; metallografia presso il centro.
C\A5	726	559	•	•			•				Metallografia presso un estremo.
C\A4	810	476	•	•	•			•			Due provette di trazione.
C\A3	893	392	•	•	•			•			Due provette di trazione.
C\A2	977	309	•	•			•				Metallografia presso un estremo.
C\A1	1060	225	•	•	•		•	•	•		Due provette di trazione; metallografia presso il centro.

Tab. 14 – Profondità di prelievo ed impieghi dei campioni ricavati dal blumo A, del campione B\B7 ricavato dal blumo B e delle serie di provette C\A(n) e C\B(n) ricavate dal blumo C. Nel caso dei campioni ricavati dal blumo A si riportano le profondità degli estremi; negli altri casi le profondità dei baricentri. Le provette di trazione e di resilienza sono state ricavate dai rammenti delle provette di tenacità a frattura. La lettera M indica attività svolte da ricercatori del Politecnico di Milano¹²⁵.

7.2. Disegni delle provette di tenacità a frattura.

Le provette di tenacità a frattura sono state realizzate conformemente ai tre disegni di seguito riportati.

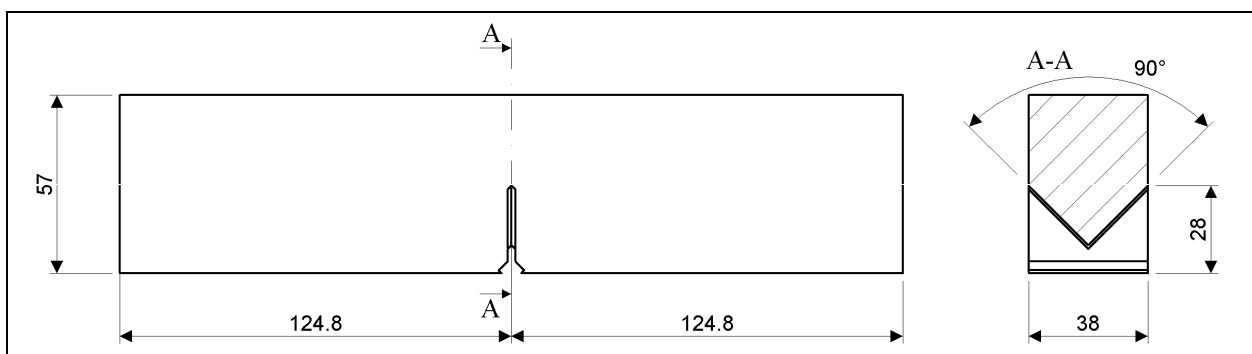


Fig. 69 – Disegno consuntivo della provetta A\O1. Le quattro facce maggiori sono state rettificate.

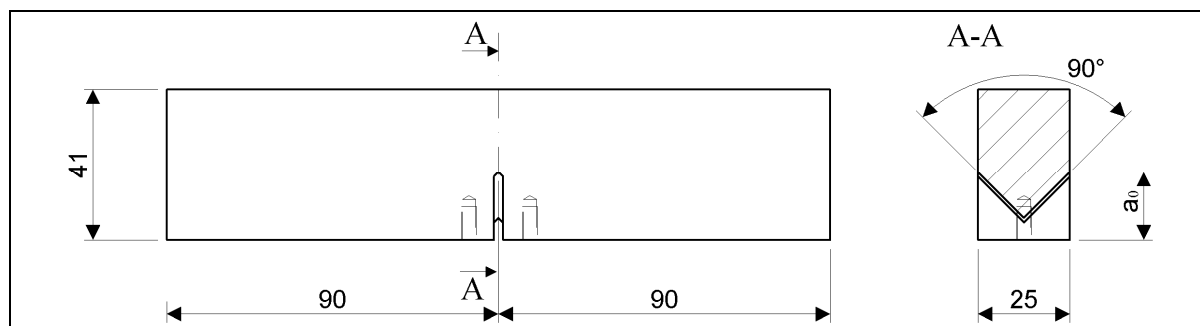


Fig. 70 – Disegno consuntivo delle provette A\O, A\QT ed A\NT. La quota a_0 (lunghezza dell'intaglio) era 23,5 per la provetta O e 18,6 per le altre due provette. Le quattro facce maggiori sono state rettificate.

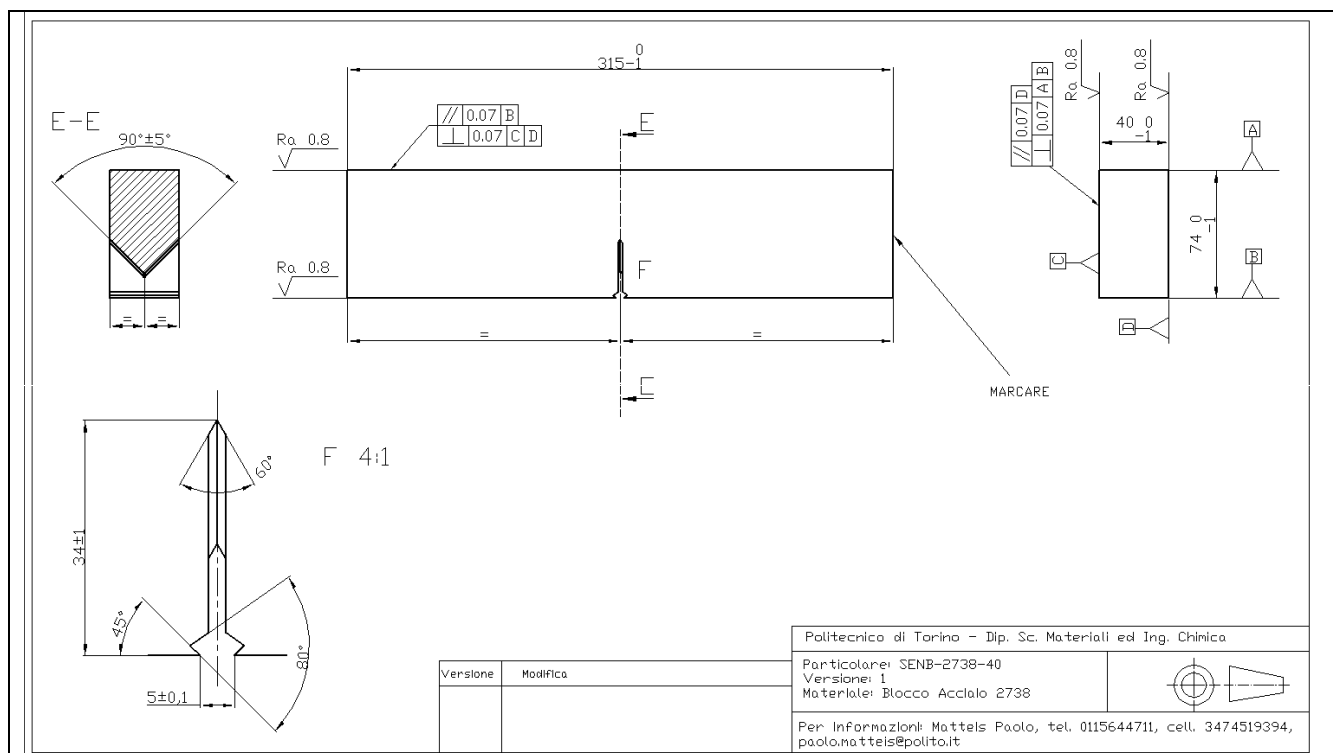


Fig. 71 – Disegno esecutivo delle serie di provette C\A(n) e C\B(n).

7.3. Misure di tenacità a frattura

Tutte le misure sono riassunti nella seguente tabella.

Campione	Orientamento	Profondità	Profondità unilaterale	K_{Ic} o K_q	Valido	Note
-	-	mm	mm	MPa√m	-	-
A\O	TS	117		50,00	no	$P_{max}/P_q > 1,4$ ed $a/W = 0,56$
A\O1	TL	272		76,00	si	K_{Ic} certamente compreso tra 71 ed 85 MPa√m. Commento nel capitolo 3.3.3 a pagina 38.
C\B1	LT	59		34,36	si	
C\B2	LT	145		38,32	si	
C\B3	LT	229		35,79	no	$P_{max}/P_q = 1,4$
C\B4	LT	311		41,44	si	
C\B5	LT	395		40,38	si	
C\B6	LT	479		39,21	si	
C\B7	LT	564		49,73	no	$a/W = 0,56$ e $P_f = 0,67 \cdot P_q$
C\B8*	LT	641	644	46,90	si	
C\B9*	LT	558	727	43,60	si	
C\B10*	LT	476	809	38,00	si	
C\B11*	LT	391	894	37,89	si	
C\B12*	LT	308	977	35,00	si	
C\B13*	LT	224	1061	34,60	si	
C\B14*	LT	141	1144	38,08	si	
C\B15*	LT	57	1228	36,20	si	

Tab. 15 – Misure di tenacità a frattura. Campioni originali. Risultati ed osservazioni (eventuali cause di non validità). Le prove contrassegnate con un asterisco sono state svolte presso il Politecnico di Milano¹²⁵.

Campione	Orientamento	Profondità	Profondità unilaterale	K_{Ic} o K_q	Valido	Note
-	-	mm		MPa√m	-	-
C\A6	LT	557	728	86,22	si	
C\A5	LT	472	813	67,47	no	$P_{max}/P_q = 1,2$
C\A4	LT	390	895	68,22	si	$P_{max}/P_q = 1,11$
C\A3	LT	306	979	103,54	si	
C\A2	LT	223	1062	113,61	no	K_{Ic} certamente maggiore di 95 MPa√m. Commento nel capitolo 3.3.3 a pagina 38.
C\A1	LT	139	1146	62,64	si	
A\NT	TS	n.d.		123,00	no	$P_{max}/P_q = 1,4$ e $B < 2,5 \cdot (K_q/R_{p02})^2$
A\QT	TS	n.d.		119,00	no	$B < 2,5 \cdot (K_q/R_{p02})^2$

Tab. 16 – Misure di tenacità a frattura. Provette ritratte. Risultati ed osservazioni (eventuali cause di non validità).

7.4. Analisi chimiche

I risultati delle analisi chimiche, eseguite con quantometri, su campioni ricavati da profondità crescente nei blumi, sono riportati di seguito nelle seguenti Tab. 17, Tab. 18 e Tab. 19.

Campione C\	Profondità	C	Cr	Mn	Ni	Mo	Si	P	S
2	40	0,449	2,031	1,539	1,205	0,229	0,363	0,008	0,001
4	73	0,440	2,053	1,565	1,199	0,218	0,363	0,007	0,001
7	123	0,436	2,014	1,492	1,183	0,210	0,347	0,007	0,001
10	172	0,430	2,019	1,529	1,190	0,214	0,348	0,007	0,001
14	238	0,440	1,992	1,394	1,219	0,212	0,365	0,007	0,009
18	304	0,440	2,019	1,527	1,182	0,214	0,353	0,008	0,001
19	321	0,483	2,056	1,542	1,202	0,221	0,356	0,009	0,003
19	321	0,440	1,983	1,500	1,181	0,205	0,344	0,007	0,001
23	387	0,459	2,123	1,565	1,192	0,232	0,371	0,009	0,002
28	469	0,458	2,113	1,631	1,210	0,251	0,381	0,011	0,001
34	568	0,458	2,062	1,555	1,212	0,224	0,374	0,008	0,001
37	618	0,476	2,051	1,558	1,208	0,224	0,367	0,007	0,001
40	667	0,462	2,027	1,513	1,199	0,212	0,365	0,006	0,001
B8*	643	0,460	1,912	1,442	1,158	0,196	0,363	0,007	0,003
B15*	1227	0,442	1,911	1,437	1,150	0,199	0,361	0,007	0,003

Tab. 17 – Analisi chimiche eseguite sul blumo C, in funzione della profondità. Percentuali in massa. Le misure dei campioni contrassegnati con un asterisco sono state eseguite da ricercatori del Politecnico di Milano¹²⁵.

Campione B\	Profondità unilaterale	C	Cr	Mn	Ni	Mo	Si	P	S
2*	41	0,427	2,129	1,466	0,987	0,206	0,230	0,009	0,010
10	139	0,388	2,106	1,515	1,019	0,197	0,218	0,010	0,005
13	183	0,378	2,115	1,519	1,019	0,199	0,218	0,010	0,005
15*	212	0,415	2,118	1,447	0,993	0,204	0,229	0,009	0,011
16	226	0,413	2,155	1,510	1,011	0,199	0,210	0,009	0,008
17	241	0,371	2,098	1,489	0,993	0,188	0,218	0,010	0,003
20	284	0,393	2,122	1,487	0,988	0,185	0,221	0,009	0,010
21	299	0,381	2,134	1,527	1,022	0,203	0,222	0,011	0,009
24	342	0,392	2,192	1,533	0,983	0,202	0,218	0,012	0,006
25	357	0,391	2,172	1,538	0,993	0,204	0,219	0,012	0,005
26	371	0,425	2,141	1,577	0,971	0,230	0,238	0,019	0,046
28*	400	0,469	2,197	1,520	1,026	0,227	0,253	0,011	0,011
29	414	0,462	2,205	1,554	0,975	0,210	0,225	0,013	0,012
30	429	0,438	2,151	1,513	0,981	0,199	0,234	0,011	0,006
31	443	0,422	2,276	1,645	1,046	0,241	0,240	0,013	0,026
31	443	0,478	2,255	1,579	1,034	0,227	0,242	0,011	0,007

Tab. 18 – Analisi chimiche eseguite sul blumo C, in funzione della profondità. Percentuali in massa. Le misure dei campioni contrassegnati con un asterisco sono state eseguite da ricercatori del Politecnico di Milano¹²⁵. Prima parte.

Campione B\	Profondità unilaterale	C	Cr	Mn	Ni	Mo	Si	P	S
32	458	0,420	2,123	1,541	1,030	0,204	0,221	0,011	0,009
33	474	0,424	2,219	1,601	1,051	0,222	0,239	0,015	0,004
34	488	0,423	2,193	1,567	1,036	0,220	0,229	0,013	0,004
35	502	0,413	2,257	1,605	1,039	0,234	0,228	0,014	0,017
36	517	0,423	2,172	1,562	0,998	0,212	0,230	0,011	0,005
36	517	0,471	2,214	1,564	1,035	0,216	0,299	0,010	0,090
37	531	0,408	2,150	1,557	1,027	0,212	0,226	0,012	0,012
38	545	0,391	2,136	1,519	1,025	0,203	0,224	0,011	0,003
39	560	0,399	2,141	1,549	1,032	0,213	0,229	0,011	0,007
40	574	0,395	2,117	1,543	1,031	0,202	0,231	0,009	0,019
41	588	0,377	2,180	1,538	0,991	0,205	0,222	0,011	0,006
42	603	0,369	2,104	1,512	1,023	0,197	0,223	0,010	0,005
43	617	0,381	2,120	1,534	1,028	0,202	0,221	0,011	0,008
44	632	0,367	2,087	1,474	0,990	0,192	0,216	0,009	0,004
44	632	0,418	2,153	1,526	1,026	0,208	0,224	0,011	0,005
45	647	0,356	2,146	1,540	1,025	0,210	0,226	0,011	0,006
46	661	0,366	2,092	1,510	1,022	0,199	0,224	0,010	0,003
47	676	0,407	2,090	1,488	0,987	0,193	0,224	0,010	0,007
48	690	0,388	2,132	1,492	0,969	0,192	0,214	0,009	0,007
49	705	0,373	2,095	1,515	1,031	0,199	0,227	0,010	0,009
50	719	0,369	2,111	1,521	1,022	0,200	0,230	0,009	0,010
51	734	0,370	2,079	1,478	1,008	0,188	0,216	0,009	0,003
52	748	0,359	2,111	1,506	0,997	0,197	0,215	0,010	0,009
54	777	0,377	2,131	1,541	1,027	0,208	0,224	0,012	0,004
55	792	0,401	2,187	1,538	0,968	0,204	0,216	0,010	0,005
55	792	0,419	2,160	1,525	1,022	0,201	0,222	0,009	0,009
56	806	0,365	2,106	1,488	0,992	0,197	0,220	0,010	0,004
57	821	0,420	2,162	1,512	1,017	0,202	0,220	0,010	0,009
58	835	0,365	2,100	1,503	1,016	0,200	0,223	0,011	0,006
60	849	0,408	2,153	1,524	0,989	0,201	0,223	0,011	0,008
61	869	0,371	2,119	1,542	1,036	0,206	0,227	0,011	0,009

Tab. 19 – Analisi chimiche eseguite sul blumo B, in funzione della profondità. Percentuali in massa. Le misure dei campioni contrassegnati con un asterisco sono state eseguite da ricercatori del Politecnico di Milano¹²⁵. Seconda parte.

7.5. Misure di trazione e di durezza

Un riassunto complessivo dei risultati delle misure è riportato nelle seguenti tabelle.

Provetta	Profondità	Profondità unilaterale	Media	Dev. Std.	Misure				
					1	2	3	4	5
B\	mm	mm	HV100	HV	HV100				
10	129	129	324	8,2	330	319	-	-	-
13	168	168	331	5,6	327	335	-	-	-
16	207	207	349	4,2	353	345	350	-	-
17	220	220	338	3,9	335	341	-	-	-
20	260	260	333	2,5	335	331	-	-	-
21	273	273	335	9,6	328	342	-	-	-
24	312	312	314	2,9	316	312	-	-	-
25	325	325	300	2,4	299	302	-	-	-
26	339	339	287	1,0	286	288	-	-	-
29	378	378	271	3,0	269	273	-	-	-
30	391	391	273	2,3	271	274	-	-	-
31	404	404	277	5,0	280	273	-	-	-
33	390	510	273	0,2	273	272	-	-	-
34	377	523	271	3,6	269	275	270	-	-
35	364	536	276	2,6	278	274	-	-	-
36	351	549	285	3,3	283	288	-	-	-
38	325	575	305	1,7	304	306	-	-	-
39	312	588	357	4,9	354	361	-	-	-
40	299	601	333	5,9	327	335	338	-	-
41	286	614	338	5,1	343	333	339	-	-
43	260	640	342	2,3	344	340	-	-	-
44	246	654	346	1,7	348	346	345	-	-
45	233	667	359	24,5	370	377	331	-	-
47	207	693	358	4,1	360	362	354	-	-
48	194	706	362	5,4	358	366	-	-	-
49	181	719	355	8,0	349	361	-	-	-
51	154	746	345	6,4	349	338	348	-	-
52	141	759	340	8,9	330	344	347	-	-
54	115	785	329	4,0	331	326	-	-	-
55	102	798	326	2,8	324	328	-	-	-
57	75	825	328	0,6	328	329	-	-	-
60	51	849	338	1,6	339	337	-	-	-
61	28	872	337	5,2	342	340	339	332	331

Tab. 20 – Blumo B. Risultati delle misure di durezza eseguite su provette di microstruttura originaria.

Provetta	Profondità	Distanza da cuore (L)	Faccia	Media	Dev. Std.	Misure				
						1	2	3	4	5
C\	mm	mm	-	HV100	HV	HV100				
1	24	440	-	363	3,8	369	360	361	363	364
5	90	440	-	347	2,1	345	345	348	349	347
8	139	440	-	338	2,7	337	340	340	334	340
12	205	440	-	333	3,8	332	334	337	327	334
16	271	440	-	337	2,2	337	335	340	339	335
21	354	440	-	332	4,6	327	330	332	339	329
26	436	440	-	331	2,2	327	331	333	332	330
32	535	440	-	328	2,4	331	326	330	326	329
38	634	440	-	316	2,8	317	316	316	319	312
B1	14	145	I	341	3,4	339	339	345	-	-
B2	97	145	I	333	7,0	341	329	328	-	-
B3	181	145	I	327	10,4	334	332	315	-	-
B4	264	145	I	323	1,8	321	322	325	-	-
B5	348	145	I	325	5,6	320	325	331	-	-
B6	431	145	I	321	5,9	316	327	319	-	-
B7	515	145	I	310	11,5	303	305	324	-	-
B1	67	145	II	331	4,0	329	336	329	-	-
B2	150	145	II	330	2,9	333	327	330	-	-
B3	234	145	II	328	12,4	341	326	316	-	-
B4	317	145	II	328	1,6	329	327	330	-	-
B5	401	145	II	324	0,2	324	324	324	-	-
B6	484	145	II	299	2,8	295	300	300	-	-
B7	568	145	II	278	4,6	276	275	283	-	-

Tab. 21 – Blumo C. Risultati delle misure di durezza eseguite su provette di microstruttura originaria.

Provetta	Profondità	Profondità unilaterale	Media	Dev. Std.	Misure			
					1	2	3	4
-	mm	mm	HV100	HV	HV100			
A\NT	-	-	371	2,5	374	369	373	369
A\QT	-	-	371	1,7	371	369	373	372
C\A1	132	1153	393	0,3	393	393	393	-
C\A2	216	1070	389	4,2	384	389	393	-
C\A3	299	986	390	4,6	394	391	385	-
C\A4	353	933	393	8,4	389	403	388	-
C\A5	466	819	386	2,0	386	383	387	-
C\A6	550	736	388	8,7	386	381	398	-

Tab. 22 – Blumi A e C. Risultati delle misure di durezza eseguite su campioni ritrattati. La durezza dei campioni A\NT ed A\QT è stata misurata in prossimità di una estremità, quelle dei campioni della serie C\A(n) in prossimità del centro di una delle facce maggiori.

Provetta	Tipo	Prof. unil.	Prof.	R _m	R _{p02}	K	n	A	Z
		mm	mm	MPa	MPa	MPa	-	%	%
A\O1	T	319-354		920	690	1447	0,14		
A\O	T	153-188		888	696	1367	0,13		
B\01*	L	26		1018	832	1430	0,11	13	26
B\03*	L	54		996	803	1570	0,14	16	43
B\06*	L	96		985	782	1564	0,14	18	48
B\07*	L	111		987	774	1513	0,13	16	44
B\11*	L	154		1023	762	1664	0,15	14	35
B\14*	L	197		1054	770	1739	0,16	13	27
B\18*	L	255		1042	748	1701	0,15	14	31
B\22*	L	313		1061	745	1807	0,17	17	29
B\27*	L	386		990	776	1580	0,14	18	35
B\32	L	458	442	897	468	2088	0,28	14	29
B\37	L	531	369	946	521	2102	0,27	14	25
B\42	L	603	297	1069	753	1856	0,17	11	24
B\46	L	661	239	1098	783	1890	0,17	11	26
B\50	L	719	181	1107	788	1974	0,18	9	26
B\53	L	763	137	1032	798	1620	0,14	15	45
B\56	L	806	94	1010	815	1557	0,13	12	49
B\58	L	835	65	1013	828	1533	0,13	14	50
B\61*	L	869	31	1021	845	1490	0,12	14	39
C\1*	L	24		1092	953	1516	0,10	-	41
C\5*	L	90		1038	867	1508	0,12	14	39
C\8*	L	139		1010	834	1480	0,12	14	42
C\12*	L	205		1002	825	1473	0,12	13	49
C\16*	L	271		993	814	1468	0,12	12	45
C\21*	L	354		1003	812	1498	0,13	14	43
C\26*	L	436		1003	787	1535	0,14	13	39
C\32*	L	535		993	759	1549	0,14	14	38
C\38*	L	634		983	665	1635	0,17	16	40

Tab. 23 – Risultati delle prove di trazione eseguite su provette di microstruttura originaria. Le prove contrassegnate con un asterisco sono state svolte presso il Politecnico di Milano¹²⁵.

Provetta	Tipo	Prof. unil.	Prof.	R _m	R _{p02}	K	n	A _t
		mm	mm	MPa	MPa	MPa	-	%
A\NT	T	-	-	1110	966	1513	0,09	-
A\QT	T	-	-	1112	973	1519	0,09	-
C\A1F	L	1171	115	1198	1072	1586	0,08	13
C\A1C	L	1144	142	1191	1064	1587	0,08	12
C\A3F	L	1004	282	1178	1053	1569	0,08	13
C\A3C	L	977	309	1185	1059	1567	0,08	13
C\A4F	L	920	365	1160	1033	1535	0,08	14
C\A4C	L	893	392	1191	1055	1603	0,08	13
C\A6F	L	753	532	1179	1048	1577	0,08	12
C\A6C	L	726	559	1163	1025	1562	0,08	14

Tab. 24 – Risultati delle prove di trazione eseguite su provette ottenute da campioni ritrattati.

7.6. Misure di resilienza

Tutte le misure di resilienza sono riassunte nelle tabelle seguenti.

Provetta	Profondità	KV	Area Duttile
-	mm	J	%
C\2	40	20	22%
C\4	73	21,5	19%
C\7	123	32,5	30%
C\10	172	30,5	40%
C\14	238	40	36%
C\18	304	32	43%
C\23	387	27	40%
C\28	469	33,5	34%
C\34	568	28	54%
C\40	667	38	37%

Provetta	Profondità	KV	Area Duttile
-	mm	J	%
B\60	51	74	100%
B\57	79	60	100%
B\54	123	73	100%
B\51	166	60	100%
B\47	224	52	100%
B\43	283	44	100%
B\38	355	58	100%
B\33	426	50	100%

Tab. 25 – Misure Charpy-V alla temperatura di 175 ± 2 °C. Provette ricavate a profondità crescente nei blumi B e C. Resilienza e percentuale di superficie di frattura duttile.

Provetta	Profondità originaria	KV	Area Duttile
-	mm	J	%
C\19	321	16	19
C\19i	321	20	37
C\37	618	18	28
C\37i	618	6	21

Tab. 26 – Misure Charpy-V a temperatura ambiente. Provette ricavate dai campioni C\19 e C\37 dopo il ritrattamento termico (due provette da ciascun campione). Resilienza e percentuale di superficie di frattura duttile.

Provette a profondità nominale 58 mm (dai frammenti dalla provetta C\B15)		
Temperatura	Resilienza	Frazione di area duttile
°C	J	%
20	8,00	0
100	11,50	0
140	15,25	21
200	22,50	35
250	31,67	43
280	34,67	50
300	54,00	80
325	56,30	98

Provette a profondità nominale 643 mm (dai frammenti dalla provetta C\B8)		
Temperatura	Resilienza	Frazione di area duttile
°C	J	%
20	9,5	0
100	12	0
140	21,5	38
200	45	100
250	44,4	100
280	43,5	100

Tab. 27 – Misure Charpy-V a temperature crescenti, eseguite da ricercatori del Politecnico di Milano¹²⁵ impiegando provette ricavate dai frammenti delle provette per K_{1c} C\B15 e C\B8.

7.7. Precriccatura

Nelle seguenti Fig. 72, Fig. 73, Fig. 74, Fig. 75 e Fig. 76 si riportano le ampiezze dei cicli di carico impiegati e le lunghezze di cricca stimate ed interpolate (con i metodi descritti nel capitolo 3.9), concernenti la precriccatura dei campioni per K_{Ic} provenienti dai blumi A e C.

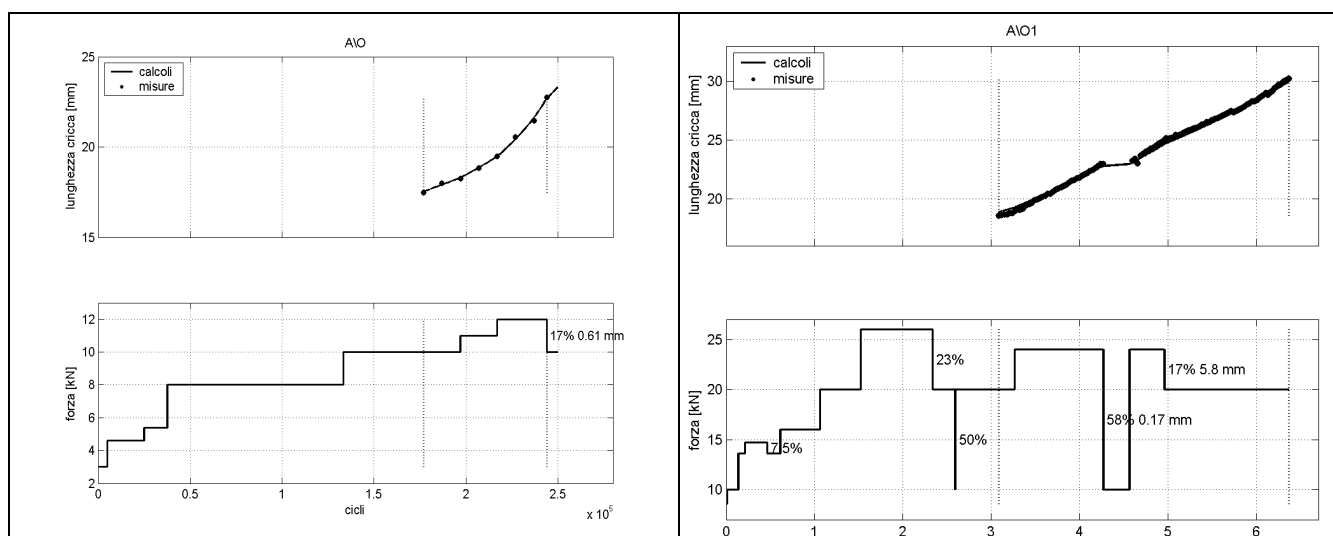


Fig. 72 – Cicli e carichi (ampiezze) impiegati ed avanzamenti di cricca misurati e calcolati nel corso della precriccatura dei campioni per K_{Ic} originari provenienti dal blumo A.

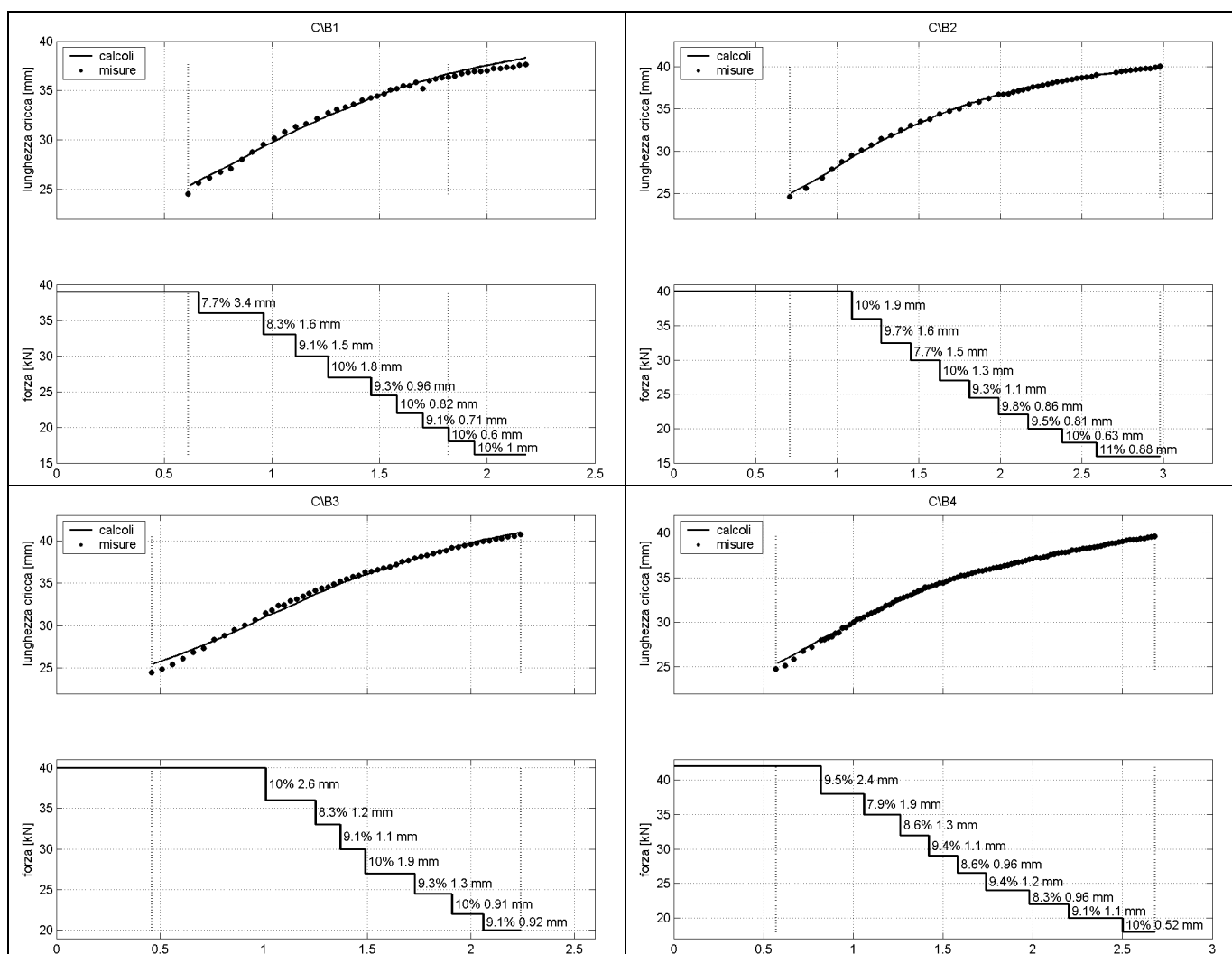


Fig. 73 – Cicli e carichi (ampiezze) impiegati ed avanzamenti di cricca misurati e calcolati nel corso della precriccatura dei campioni per K_{Ic} originari provenienti dal blumo C. Prima parte: provette da C1B1 a C1B4.

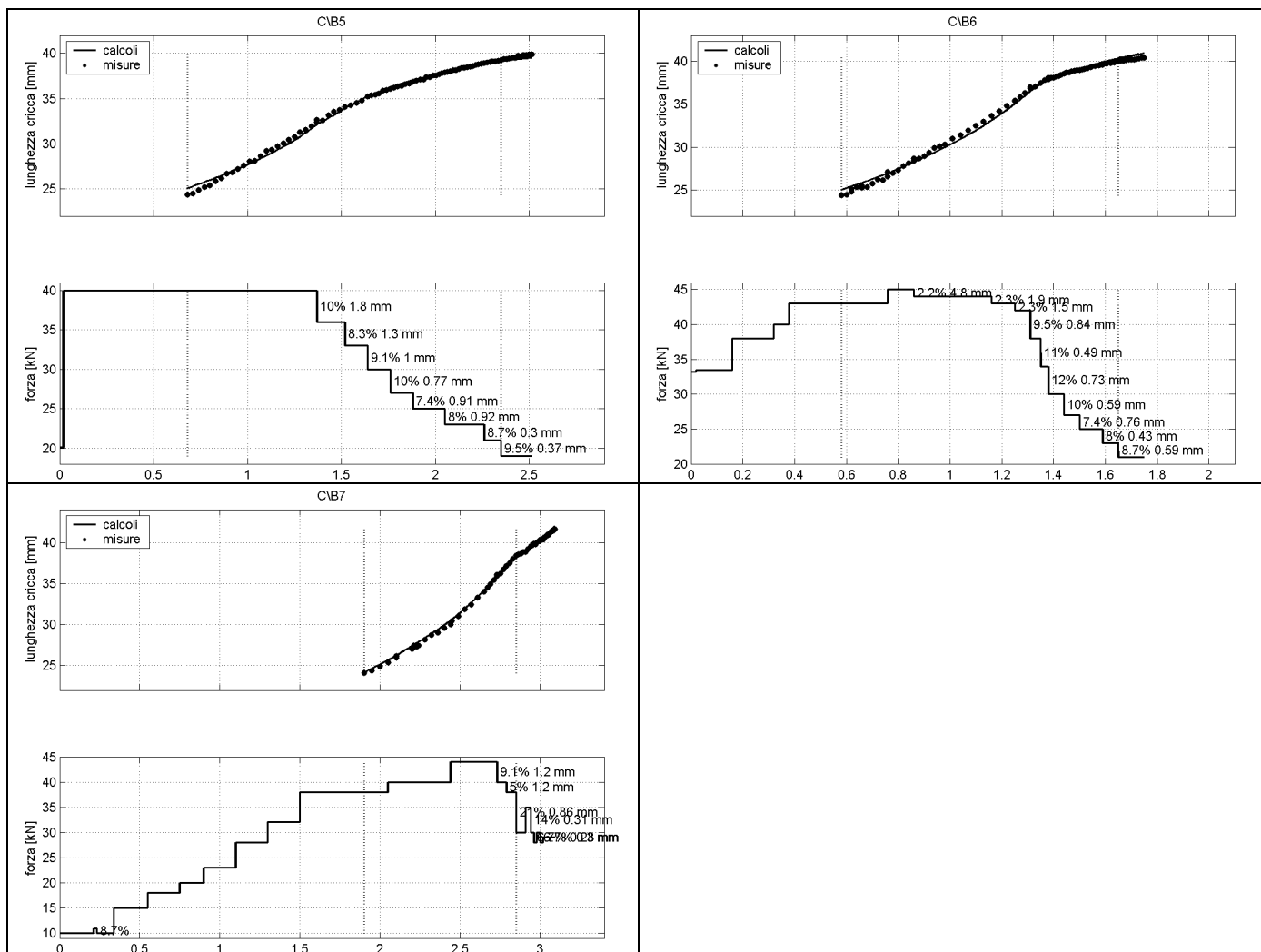


Fig. 74 – Cicli e carichi (ampiezze) impiegati ed avanzamenti di cricca misurati e calcolati nel corso della precricatura dei campioni per K_{Ic} originali provenienti dal blumo C. Seconda parte: provette da C\B5 a C\B7.

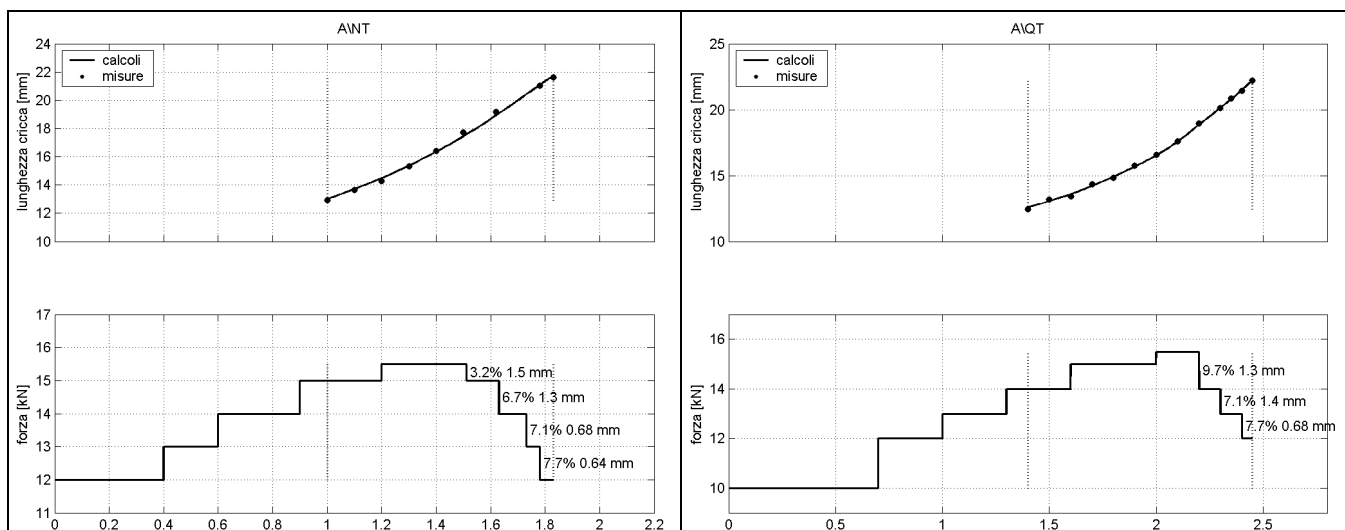


Fig. 75 – Cicli e carichi (ampiezze) impiegati ed avanzamenti di cricca misurati e calcolati nel corso della precricatura dei campioni per K_{Ic} ritrattati provenienti dal blumo A.

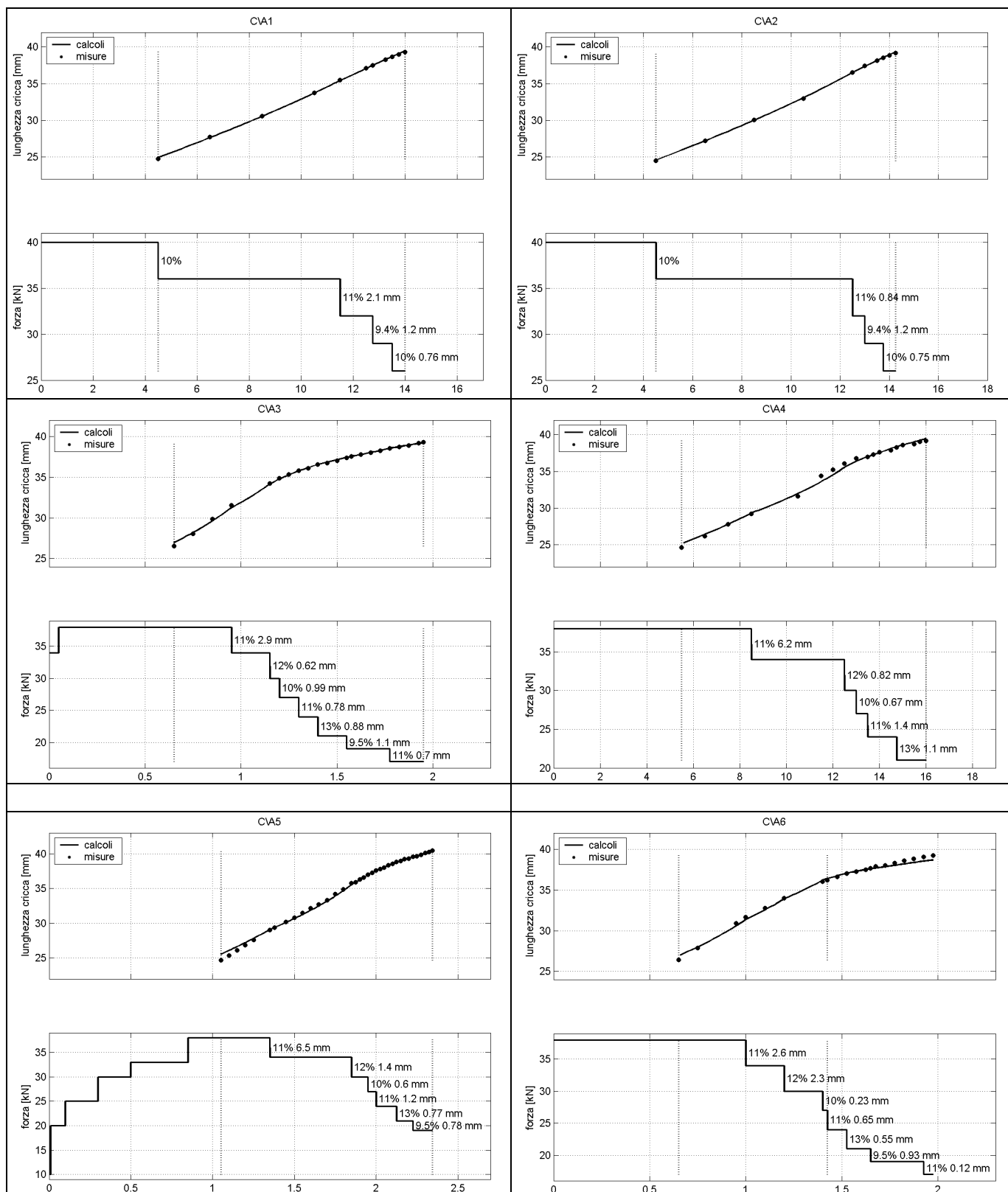


Fig. 76 – Cicli e carichi (ampiezze) impiegati ed avanzamenti di cricca misurati e calcolati nel corso della precriccatura dei campioni per K_{Ic} ritrattati provenienti dal blumo C.

7.8. Misure impulsive di diffusività termica: soluzione analitica alternativa

La soluzione T_{III} delle Eq. 27 (pagina 95) è stata ottenuta analiticamente con il metodo delle trasformate di Laplace^{25,71}.

Applicando la trasformazione unilatera di Laplace (\mathcal{L}_u) alle Eq. 27, rispetto alla variabile t , si ottiene:

$$\text{Eq. 43} \quad \begin{pmatrix} \dot{T}_{III} = \alpha \cdot T_{III}'' & x \in [0, b] \\ -k \cdot T_{III}' = Q \cdot \delta(t) & x = 0 \\ -k \cdot T_{III}' = 0 & x = b \\ T_{III} = 0 & t = 0 \end{pmatrix} \xrightarrow{\mathcal{L}_u} \begin{pmatrix} s \cdot \theta = \alpha \cdot \theta'' & x \in [0, b] \\ -k \cdot \theta' = Q & x = 0 \\ -k \cdot \theta' = 0 & x = b \end{pmatrix}.$$

in cui s è la variabile complessa di Laplace e $\theta(s, x)$ è la trasformata di Laplace di $T_{III}(t, x)$. Si noti che, in tal modo, la condizione iniziale è stata incorporata nella prima equazione.

Le Eq. 43 (trasformate) sono costituite, rispetto alla variabile x , da un'equazione differenziale ordinaria (cioè non alle derivate parziali) ed omogenea, e dalle rispettive condizioni al contorno. L'equazione differenziale ammette una soluzione generale avente la forma:

$$\text{Eq. 44} \quad \theta(s, x) = C \cdot \exp(x \cdot \sqrt{s/\alpha}) + D \cdot \exp(-x \cdot \sqrt{s/\alpha}).$$

Le costanti C e D si possono facilmente determinare imponendo le condizioni al contorno e, pertanto, si ottiene la soluzione $\theta(x, s)$ nel dominio di Laplace:

$$\text{Eq. 45} \quad \theta(s, x) = \frac{Q}{k \cdot \sqrt{s/\alpha}} \cdot [\exp(-(2 \cdot b - x) \cdot \sqrt{s/\alpha}) + \exp(-x \cdot \sqrt{s/\alpha})] \cdot \frac{1}{1 - \exp(-2 \cdot b \cdot \sqrt{s/\alpha})}.$$

Utilizzando la nota serie:

$$\text{Eq. 46} \quad \frac{1}{1 - y} = \sum_{n=0}^{\infty} y^n,$$

valida se y è compreso tra 0 ed 1, si ottiene (per opportuni valori di s):

$$\begin{aligned} \text{Eq. 47} \quad \theta(s, x) &= \frac{Q}{k \cdot \sqrt{s/\alpha}} \cdot [\exp(-(2 \cdot b - x) \cdot \sqrt{s/\alpha}) + \exp(-x \cdot \sqrt{s/\alpha})] \cdot \sum_{n=0}^{\infty} \exp(-2 \cdot n \cdot b \cdot \sqrt{s/\alpha}) = \\ &= \frac{Q}{k} \cdot \sum_{n=0}^{\infty} \left[\frac{\exp(-(2 \cdot (n+1) \cdot b - x) \cdot \sqrt{s/\alpha})}{\sqrt{s/\alpha}} + \frac{\exp(-(2 \cdot n \cdot b + x) \cdot \sqrt{s/\alpha})}{\sqrt{s/\alpha}} \right]. \end{aligned}$$

Inoltre, è noto⁷¹ che:

$$\text{Eq. 48} \quad \mathcal{L}_u \left\{ \left(\alpha / (\pi \cdot t) \right)^{1/2} \cdot \exp(-z^2 / (4 \cdot \alpha \cdot t)) \right\} = \exp(-z \cdot \sqrt{s/\alpha}) / \sqrt{s/\alpha}.$$

Pertanto, è possibile antitrasformare la Eq. 47 utilizzando la trasformata notevole descritta nella Eq. 48, ed ottenere, nel dominio del tempo:

$$\text{Eq. 49} \quad T_{III}(t, x) = \frac{Q}{k} \cdot \sum_{n=0}^{\infty} \left[\left(\frac{\alpha}{\pi \cdot t} \right)^{1/2} \cdot \exp\left(-\frac{(2 \cdot (n+1) \cdot b - x)^2}{4 \cdot \alpha \cdot t}\right) + \left(\frac{\alpha}{\pi \cdot t} \right)^{1/2} \cdot \exp\left(-\frac{(2 \cdot n \cdot b + x)^2}{4 \cdot \alpha \cdot t}\right) \right].$$

Infine, sostituendo $t_c = b^2 / (\pi^2 \cdot \alpha)$ e riordinando, risulta:

$$\begin{aligned} \text{Eq. 50} \quad T_{III}(t, x) &= \frac{Q}{\rho \cdot c \cdot b} \cdot f_{III}\left(\frac{t}{t_c}, \frac{x}{b}\right) \\ f_{III}(\tau, \chi) &= \sqrt{\frac{\pi}{\tau}} \cdot \sum_{n=0}^{\infty} \left[\exp\left(-\frac{\pi^2}{4 \cdot \tau} \cdot (2 \cdot (n+1) - \chi)^2\right) + \exp\left(-\frac{\pi^2}{4 \cdot \tau} \cdot (2 \cdot n + \chi)^2\right) \right] \end{aligned}$$

7.9. Calcoli analitici

I calcoli di prima stima delle curve di raffreddamento di punti specifici entro parallelepipedi d'acciaio 1.2738 sottoposti a tempra (interi blumi temprati in acciaieria oppure singoli campioni sottoposti a ri-trattamento termico) sono stati effettuati mediante un modello analitico a parametri costanti della conduzione termica.

Le velocità di raffreddamento sono state valutate nell'intervallo compreso tra 700 e 500 °C.

In Tab. 28 si riportano i valori delle proprietà termofisiche, usati in tutti i calcoli a parametri costanti, e le rispettive fonti.

Proprietà	Simbolo	Valore	Unità di misura	Fonte
Densità	ρ	7870	kg m ⁻³	(¹⁰⁹)
Capacità termica	c	500	J kg °C ⁻¹	(²⁷)
Conduktività termica	k	31	W m ⁻¹ °C ⁻¹	(¹⁰⁹)
Coefficiente di scambio termico liminare (olio)	h	2000	W m ⁻² °C ⁻¹	(²⁸)
Coefficiente di scambio termico liminare (aria)	h	200	W m ⁻² °C ⁻¹	(²⁸)

Tab. 28 – Valori numerici utilizzati nei calcoli analitici a parametri costanti e rispettive fonti.

Il modello analitico adottato in questi calcoli è costituito dall'equazione della conduzione del calore:

$$\text{Eq. 51}^* \quad \rho \cdot c \cdot \frac{\partial T}{\partial t} + \frac{\partial}{\partial x_i} \left(-k \cdot \frac{\partial T}{\partial x_i} \right) = 0$$

(in cui ρ è la densità, c la capacità termica, k la conduttività termica, T la temperatura, i l'indice delle 3 dimensioni spaziali x_i) in un dominio in forma di parallelepipedo di semilati X_i , dalla condizione iniziale $T=T_0$, e dalla condizione al contorno sulle superfici esterne:

$$\text{Eq. 52} \quad k \cdot n_i \frac{\partial T}{\partial x_i} = -h \cdot (T - T_e)$$

(in cui h è il coefficiente di scambio termico liminare, T_e la temperatura del fluido, n_i il versore perpendicolare alla superficie considerata).

Inoltre, è stata impiegata, sui piani di simmetria, la condizione di adiabaticità:

$$\text{Eq. 53} \quad k \cdot n_i \frac{\partial T}{\partial x_i} = 0.$$

La soluzione esatta del sistema costituito dalle Eq. 51, Eq. 52 ed Eq. 53, è stata ottenuta con il metodo di separazione delle variabili²⁵, ed è:

$$\text{Eq. 54} \quad T(x_i, t) = T_e + (T_0 - T_e) \cdot \prod_{i=1}^3 \vartheta \left(\frac{x_i}{X_i}, \frac{t}{t_{ci}}, L_{ij}, A_{ij} \right),$$

in cui la funzione $\vartheta(\chi_i, \tau_i, L_{ij}, A_{ij})$ è la soluzione del corrispondente problema monodimensionale (piastra), espressa in forma adimensionata, ed è pari a:

$$\text{Eq. 55} \quad \vartheta(\chi_i, \tau_i, L_{ij}, A_{ij}) = \sum_{j=0}^{\infty} A_{ij} \cdot \cos(L_{ij} \cdot \chi_i) \cdot \exp(-\tau_i \cdot L_{ij}^2),$$

in cui i parametri di calcolo L_{ij} ed A_{ij} si ricavano dalle equazioni:

$$\text{Eq. 56} \quad \begin{aligned} L_{ij} \cdot \tan(L_{ij}) &= B_i \\ A_{ij} &= \frac{4 \cdot \sin(L_{ij})}{2 \cdot L_{ij} + \sin(2 \cdot L_{ij})} \end{aligned}$$

* In questa equazione e nelle successive (fino alla Eq. 57) si usa la convenzione di somma rispetto all'indice delle dimensioni spaziali 'i' ripetuto, ogniquale volta questo indice compare in un solo monomio.

I tempi caratteristici t_{0i} ed i numeri di Biot B_i , infine, diversi nelle tre dimensioni spaziali, sono stati definiti nel seguente modo:

$$\text{Eq. 57} \quad \begin{aligned} t_{ci} &= \frac{\rho \cdot c \cdot X_i^2}{k} ; \\ B_i &= \frac{h \cdot X_i}{k} \end{aligned}$$

si noti che i numeri di Biot B_i sono pari al prodotto del coefficiente di Grossman $h/(2 \cdot k)$ per le dimensioni $2 \cdot X_i$ del parallelepipedo.

7.10. Calcoli numerici

Il modello numerico delle trasformazioni di fase descritto nel capitolo 3.8.3 è stato implementato nel codice ad elementi finiti Femlab (versione 2.3.0.142 del 10 giugno 2002) e successivamente verificato in casi semplificati.

7.10.1. Implementazione

Sono state impiegate procedure e funzioni per il calcolo ad elementi finiti pertinenti al codice di calcolo Femlab, e rese disponibili in ambiente Matlab.*

Mediante queste funzioni e procedure è possibile integrare ad elementi finiti equazioni differenziali alle derivate parziali espresse nella seguente forma[†]:

$$\text{Eq. 58}^\ddagger \quad da_{lk} \frac{\partial u_k}{\partial t} + \frac{\partial}{\partial x_j} \left(-c_{lkji} \frac{\partial u_k}{\partial x_i} \right) + a_{lk} u_k = f_l,$$

in cui t è il tempo, x_i è la posizione nello spazio discretizzato, u_k è il vettore delle funzioni incognite, i e j sono gli indici delle variabili dello spazio discretizzato, l e k sono gli indici delle funzioni incognite ed infine gli altri termini sono vettori o tensori di parametri da definire.

Il sistema di equazioni differenziali, descritto nel capitolo 3.11.2 a pagina 107, è stato implementato con un'opportuna scelta delle variabili, delle funzioni incognite e di questi ultimi parametri, ovvero:

$$\begin{aligned} x_i &= [x \quad y], \\ u_k &= \begin{bmatrix} T \\ Pe \\ Ba \\ Ma \end{bmatrix}, \\ c_{lkij} &= \delta_{il} \cdot \delta_{lk} \cdot \delta_{ij} \cdot k \text{ (oppure } c_{lkij} = \delta_{il} \cdot \delta_{lk} \cdot \delta_{ij} \cdot \rho \cdot c \cdot \alpha), \\ \text{Eq. 59} \quad da_{lk} &= \begin{bmatrix} \rho \cdot c & \rho \cdot L_{Au-Pe} & \rho \cdot L_{Au-Ba} & \rho \cdot L_{Au-Ma} \\ 0 & 1 & 0 & 0 \\ 0 & 0 & 1 & 0 \\ Au \cdot K & 0 & 0 & 1 \end{bmatrix}, \\ \cdot f_l &= \begin{bmatrix} 0 \\ \beta_{Pe} \cdot N_{Pe} \cdot Au \cdot (-\ln(Au))^{(1-1/N_{Pe})} \\ \beta_{Ba} \cdot N_{Ba} \cdot Au \cdot \left(-\ln\left(\frac{Au}{1-Pe}\right) \right)^{(1-1/N_{Ba})} \\ 0 \end{bmatrix}, \\ a_{lk} &= 0, \end{aligned}$$

in cui x e y sono le variabili cartesiane, δ_{ij} è la delta di Kroneker e gli altri simboli assumono i significati descritti nel capitolo 3.11.2.

Con tali posizioni, le righe dell'Eq. 58, corrispondenti ad l pari a 1, 2, 3 e 4, realizzano, rispettivamente, la Eq. 34 (oppure Eq. 35), la Eq. 36, la Eq. 37 e la Eq. 40.[‡]

* Non è stata invece impiegata l'interfaccia grafica del medesimo codice femlab.

† In questa equazione e nelle successive (fino alla Eq. 60) si usa la convenzione di somma rispetto agli indici ripetuti, ogniquale volta possibile.

‡ In alternativa, siccome la trasformazione martensitica è funzione della sola temperatura, il modello proposto si potrebbe realizzare anche riunendo in un'unica incognita la somma delle frazioni di austenite e di martensite. La frazione dell'una e dell'altra si potrebbe calcolare a posteriori in base alla temperatura. Ciò richiederebbe di attribuire al costituente austenite-martensite proprietà che considerino la frazione di martensite in esso contenuta in funzione della temperatura, ed in particolare di introdurre nel calcolo del calore specifico della austenite-martensite anche il prodotto del calore latente e della velocità della trasformazione dell'austenite in martensite (entrambi dipendenti solo dalla temperatura). Questo approccio non è stato usato per la maggior complessità della programmazione, ma consentirebbe probabilmente di ridurre i tempi di calcolo.

Inoltre, con delle espressioni, sono stati definiti i parametri funzione della temperatura e dei costituenti (nei modi descritti nel capitolo 3.11.2) ed anche la condizione $Au + Pe + Ba + Ma = 1$.

Nel calcolo svolto con geometria cilindrica è stata usata una sola variabile spaziale (cioè il raggio r) e quindi le Eq. 59 sono state modificate come segue:

$$x_i = [r],$$

$$a_{lk} = \delta_{ll} \cdot \delta_{lk} \cdot \left(\frac{-1}{r} \right).$$

Eq. 60

Le condizioni iniziali ed al contorno sono state introdotte in modi analoghi.

Sono stati usati elementi di forma lineare, triangolare oppure tetraedrica (rispettivamente in una, due o tre dimensioni) e funzioni di forma di ordine due.

Il calcolo è stato svolto per passi di tempo reimpostati, ed in particolare è stata impiegata una successione di tempi equidistanti in scala logaritmica.

7.10.2. Verifiche

Verifica tridimensionale termica rispetto alla soluzione analitica

Si è studiato il raffreddamento per convezione di un parallelepipedo di acciaio, di dimensione 2x1x1 metri, inizialmente alla temperatura di 880°C, in un mezzo temprante alla temperatura di 310 °C, da un punto di vista soltanto termico (senza considerare le trasformazioni di fase), con parametri tutti costanti.

Il risultato ottenuto mediante Femlab è stato confrontato con il corrispondente risultato analitico, ottenuto con i medesimi metodi già descritti nella precedente appendice 7.9 a pagina 133, avendo utilizzato nei due calcoli i medesimi valori per tutte le grandezze rilevanti.

Il confronto è svolto sulle curve temperatura-tempo in tre punti (un vertice, il baricentro ed il punto medio del segmento che li unisce). Si è riscontrato un buon accordo (Fig. 77). Le discrepanze si attribuiscono alla dimensione degli elementi di superficie.

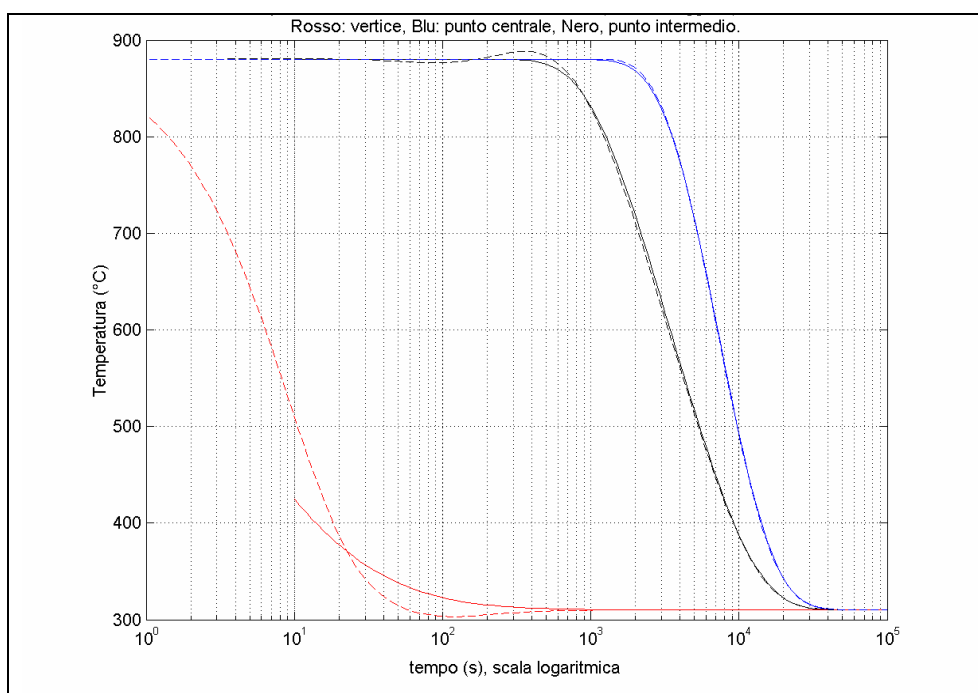


Fig. 77 – Verifica del metodo di calcolo ad elementi finiti (linee tratteggiate) per confronto con la soluzione analitica (linee continue), in un caso semplificato.

Verifica monodimensionale termometallurgica rispetto a precedenti risultati sperimentali.

Si è studiato il raffreddamento di un tubo di acciaio C60 per convezione sulla superficie esterna (essendo quella interna adiabatica). Si sono considerati soltanto tre costituenti: austenite, perlite-ferrite-bainite e martensite; ciò implica che, rispetto al modello descritto nei paragrafi precedenti, è stata eliminata la variabile 'Ba'. In termini metallurgici, ciò significa che, poiché l'acciaio in esame non presenta, nei suoi diagrammi TTT, una separazione netta tra le regioni della ferrite-perlite e della bainite, i prodotti della

trasformazione non martensitica dell'austenite a diverse temperature non sono stati distinti tra loro e sono stati indicati con l'unica variabile Pe.

La geometria, i calori latenti di trasformazione, la capacità termica, la conduttività termica ed il coefficiente di scambio termico sono tratti da Gür *et al.*⁷⁸, così come i risultati sperimentali utilizzati per verifica. I parametri concernenti la cinetica delle trasformazioni di fase sono tratti dal diagramma di trasformazione isoterma dell'acciaio in esame²⁹.

Il calcolo è stato confrontato sia con i dati sperimentali, sia con risultati ottenuti in passato mediante il codice Sysweld, con i medesimi dati.

Si è riscontrato un buon accordo (Fig. 78) con i risultati sperimentali. Le discrepanze rispetto al calcolo eseguito con Sysweld si attribuiscono principalmente alla dimensione degli elementi di superficie ed al fatto che Sysweld calcoli le frazioni dei costituenti metallografici con un valore per elemento¹¹⁸, mentre il presente modello numerico calcola un valore per nodo.

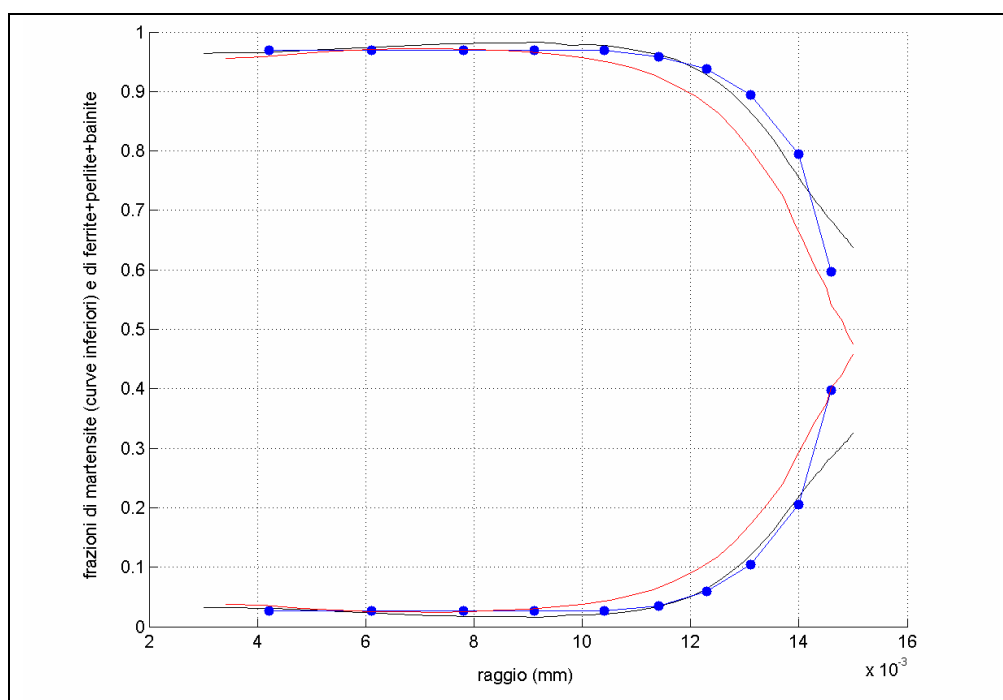


Fig. 78 – Verifica del metodo di calcolo ad elementi finiti (linee nere) per confronto con un'altra soluzione ad elementi finiti (rosse) e con osservazioni sperimentali (blu).

7.10.3. Parametri

I valori numerici dei parametri cinetici e delle proprie termofisiche, non riportati nel precedente capitolo 3.11, ed impiegati nella simulazione numerica termometallurgica della tempra di un blumo, sono riportati nelle tabelle seguenti.

Proprietà	Valore	Unità	Fonte
Densità	7700	kg m ⁻³	
Capacità termica dell'austenite	$438,5405 + 0,1514277 \cdot T$	J kg °C ⁻¹	(²⁷)
Capacità termica di perlite, bainite e martensite	$37,1424 + 6,1702 \cdot 10^{-3} \cdot T - 56,92/\sqrt{T}$	J kg °C ⁻¹	(²⁷)
Parametri della trasformazioni metallurgiche	Fig. 79		
Coefficiente di scambio termico liminare	Fig. 80	W m ⁻² °C ⁻¹	(²⁸)

Tab. 29 – Valori numerici delle proprietà e dei parametri impiegato nella simulazione numerica termometallurgica della tempra. Salvo diversa indicazione, le interpolazioni sono state eseguite con il metodo delle spline cubiche.

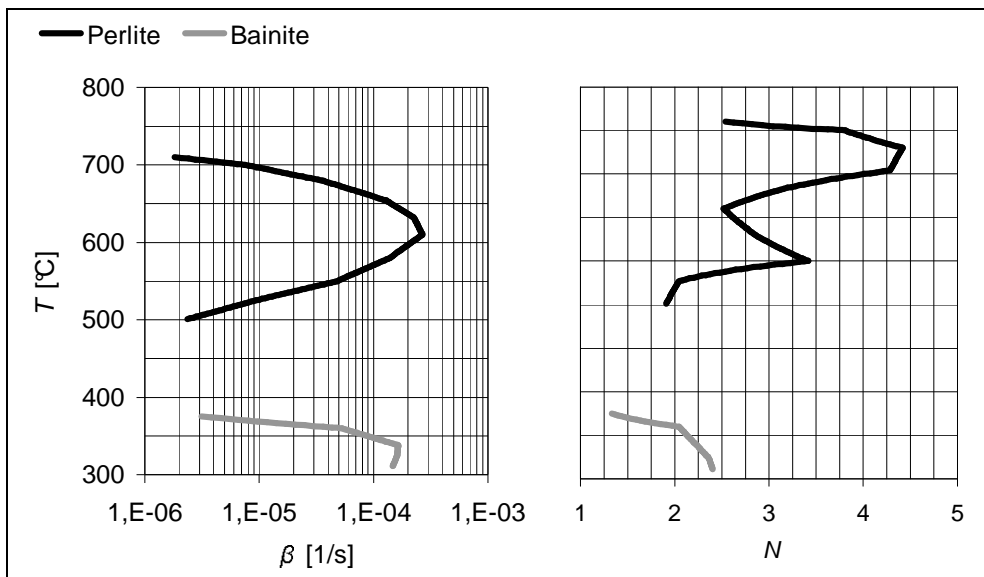


Fig. 79 - Parametri β ed N della trasformazioni perlitica e bainitica in funzione della temperatura T .

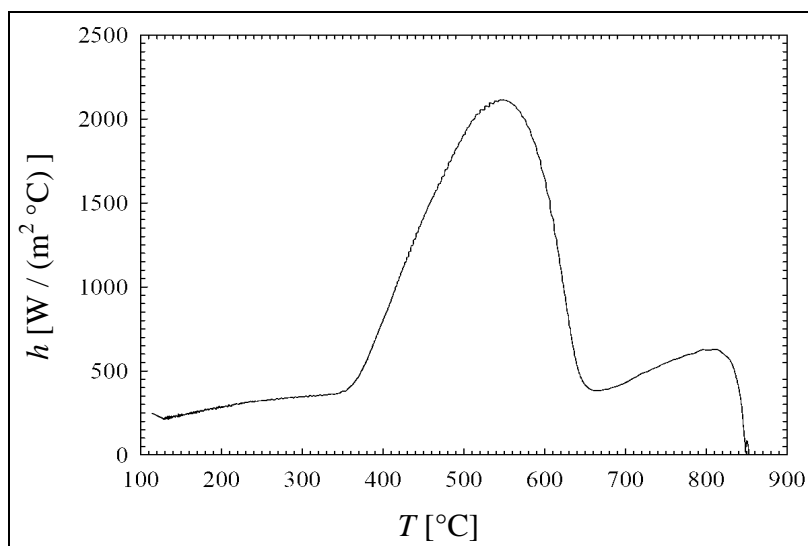


Fig. 80 – Coefficiente di scambio termico liminare h di un olio di tempra.⁷⁷

8. Riferimenti

Pubblicazioni specifiche

1. D. Firrao, P. Matteis, M. Vassallo. *Fracture toughness of plastic-mold steels: dependence upon heat treatment and microstructure*. In: A. Finelli, L. Nobile (ed.), Proceedings of the 17th National Conference of Italian Group of Fracture - Bologna - June 16-18, 2004. Gruppo Italiano Frattura, Faenza, 2004. Pp. 248-253.
2. D. Firrao, P. Matteis, M. Vassallo. *Fracture toughness of plastic-mold steels: dependence upon heat treatment and microstructure*. In: 11th International conference on fracture. Turin (Italy), March 20-25, 2005. Torino, 2005.
3. D. Firrao, P. Matteis, M. Vassallo. *Fracture toughness of plastic-mold steels: dependence upon heat treatment and microstructure*. manifesto presentato alla Junior Euromat 2004 European Conference, svoltasi a Losanna (CH) dal 6 al 9 Settembre 2004
4. D. Firrao, P. Matteis, G. Scavino, G. Ubertalli, M.G. Ienco, A. Parodi, P. Piccardo, M.R. Pinasco, E. Stagno, R. Gerosa, B. Rivolta, G. Silva. *Relazione tra tenacità e microstruttura in blocchi prebonificati di acciai per stampi di grosse dimensioni*. In: 30° Convegno Nazionale AIM - Vicenza 17-19 Novembre 2004. A.I.M., Milano, 2004. Articolo n. 50.
5. D. Firrao, P. Matteis, G. Scavino, G. Ubertalli, M.G. Ienco, A. Parodi, M.R. Pinasco, E. Stagno, R. Gerosa, B. Rivolta, G. Silva, A. Ghidini. *Heat treatment and failure risk of large automotive plastic molds: a fracture mechanics approach and property assessment*. In: 2nd International Conference - Heat Treatment and surface engineering in automotive applications - Riva del Garda - 20-22 June 2005. A.I.M. (Associazione Italiana di Metallurgia), Milano, 2005. Paper n. 64.
6. D. Firrao, P. Matteis, M.R. Pinasco, E. Stagno, R. Gerosa, B. Rivolta, G. Silva, A. Ghidini. *Relation between toughness, infinite fatigue life and microstructure in large blooms for automotive plastic molds*. Presentazione al European Congress on Advanced Material and Processes (Euromat 2005), svoltosi a Praga (R. Ceca) dal 5 all'8 settembre 2005.
7. M. Chiarbonello, D. Firrao, R. Gerosa, A. Ghidini, M.G. Ienco, P. Matteis, G. Mortarino, A. Parodi, M.R. Pinasco, B. Rivolta, G. Scavino, G. Silva, E. Stagno, G. Ubertalli. *Mechanical properties of large plastic-mold steel blooms*. Memoria accettata per la presentazione alla 16th European Conference of Fracture (ECF16), che si svolgerà ad Alessandropoli (Grecia) dal 3 al 7 luglio 2006, e per la pubblicazione negli atti della medesima conferenza.
8. D. Firrao, P. Matteis, G.M.M. Mortarino, G. Scavino, G. Ubertalli, M. Chiarbonello, M.G. Ienco, A. Parodi, M.R. Pinasco, E. Stagno, R. Gerosa, B. Rivolta, G. Silva, A. Ghidini. *Fracture mechanics of large plastic moulds and property assessment of 1.2738 (P20 modified) plastic mould steel*. Memoria accettata per la presentazione alla 7th International Tooling Conference (TOOL06), che si svolgerà a Torino dal 2 al 5 maggio 2006, e per la pubblicazione negli atti della medesima conferenza.

Articoli, atti e monografie.

9. R. Spinelli, A. Menzago, R. Varisco, C. Galliani. *Stampi per materie plastiche*. In: R. Suzzani (editore), Manuale dello stampista, Milano: Tecniche Nuove, 2002
10. C.C. Davis. *Selection of materials for molds for plastics and rubbers*. In: W.H. Cubberly, P.M. Unterweiser, D. Benjamin, C.W. Kirkpatrick, V. Knoll, K. Nieman, Metals Handbook, 9th Ed., Vol. 3, Properties and selection: stainless steels, tool materials and special purpose metals. p 546-550.
11. P. Payson. *The metallurgy of tool steels*. New York: Wiley, 1962
12. G.A. Roberts, R.A. Cary. *Tool steels*. 4th Ed., ASM, Metals Park, 1980
13. G. Bertacchi, A. Moroni. *Ottimizzazione del processo di stampaggio dei termoplastici*. In: R. Suzzani (editore), Manuale dello stampista, Milano: Tecniche Nuove, 2002
14. G.A. Roberts, R.A. Cary. *Tool steels*. Metals Park : ASM, 1980
15. T. Schade. *Steel selection - closing the gap with offshore tooling*. MoldMaking Tech. Mag., Oct. 2003
16. A.M. Bayer, T. Basco, L.R. Walton. *Wrought tool steels*. In: J.R. Davis, K.M. Mills, S.R. Lampman, T.B. Zorc, H.F. Lampman, G.M. Crankovic, A.W. Ronke, S.D. Henry, J.L. Daquila, J. Jakel, K.L. O'Keefe, R.L. Stedfeld (editori), Metals Handbook – 10th Ed. – Vol. 1 – Properties and selection: irons, steels and high performance alloys. ASM Int., Materials Park, OH (USA), 1990. p 757-779.

17. F. Rabezzana, A. Gatto. *I materiali per la fabbricazione degli stampi*. In: R. Suzzani (editore), Manuale dello stampista, Milano: Tecniche Nuove, 2002
18. D.R. Tushie, G.A. Jensen, N.F. Beasley. *Thermoplastic Injection Molding*. In: J.N. Epel, J.M. Margolis, S. Newman, R.B. Seymour, C.A. Dostal, M.S. Woods, H.J. Frissel, A.W. Ronke, G.M. Crankovic, K.L. O'Keefe, D.M. Jenkins, R.L. Stedfeld, K.M. Mills. Engineered materials handbook – Vol. 2 – Engineering plastics. Metals Park (OH) , USA : ASM, 1988
19. M. Vedani. *Microstructural evolution of tool steels after Nd-YAG laser repair welding*. Journal of Materials Science, v 39, n 1, Jan 1, 2004, p 241-249
20. Alberto Carpinteri. *Scienza delle costruzioni*. Pitagora, Bologna, 1995
21. M. Rosso, D. Ugues, M. Actis Grande. *Cause di usura e danneggiamento di stampi ed utensili, loro controllo ed azioni per migliorare prestazioni e rendimenti*. Atti della giornata Italo-Franco-Svizzera: Evoluzione nel trattamento degli acciai per utensili. AIM: Alessandria, 2004.
22. J.L. Lamont. *How to estimate hardening depth in bars*. The Iron Age, Oct. 14, 1943, 64-70.
23. M.A. Grossmann, E.C. Bain. *Principles of heat treatment*. 5° Ed. Metals Park : ASM, 1964.
24. P.M. Unterweiser, H.E. Boyer, J.J. Kubbs (editori). *Heat treaters's guide: standard practices and procedures for steel*. Metals Park: ASM, 1982
25. P.H. Wright. *High-strength low-alloy steel forgings*. In: J.R. Davis, K.M.Mills, S.R. Lampman, T.B. Zorc, H.F. Lampman, G.M. Crankovic, A.W. Ronke, S.D. Henry, J.L.Daquila. Metals Handbook, Tenth Edition – Vol. 1 – Properties and selection: irons, steels, and high-performance alloys. ASM Int., Materials Park, OH, USA, 1990. Pp. 358 - 362.
26. G. E. Myers. *Analytical methods in conduction heat transfer*. Genium publ., New York, 1987
27. E.A. Brandes, G.B. Brook (editori). *Smithells metals reference book*. Butterworth-Heinemann, Oxford, 1992
28. C.E. Bates, G.E. Totten, R.L. Brennan. *Quenching of steel*. In: J.R. Davis, G.M. Davidson, S.R. Lampman, T.B. Zorc, J.L. Daquila, A.W. Ronke, K.L. Henniger, R.C. Uhl (editori), ASM Handbook – Volume 4 - Heat treating. ASM Int., Materials Park, OH (USA), 1991.
29. G.F. Vander Voort (editore). *Atlas of time-temperature diagrams for irons and steels*. ASM, Reading, MA (USA): 1991.
30. G. Delbart, A. Constant. *Courbes de transformation des aciers de fabrication francaise*. IRSID, Saint-Germain-En-Laye, 1956
31. E.C. Bain, H.W. Paxton. *Alloying elements in steel*. ASM, Metals Park (OH), U.S.A., 1961
32. D. E. Osborne, J.D. Embury. *The influence of warm rolling on the fracture toughness of bainitic steels*. Metallurgical Transactions, vol 4, 1973, pp 2051-2061.
33. M.W. Lui, I. Le May. *The relation between ultimate tensile strength and carbide size in steel*. Journal of Engineering Materials and Technology , v 98, n 2, 1976, p 173-179.
34. K.H. Schwalbe. *On the influence of microstructure on crack propagation mechanisms and fracture toughness of metallic materials*. 1977, Engineering Fracture Mechanics, vol. 19, pp 795-832.
35. T.L. Anderson. *Fracture mechanics: fundamentals and applications*. Boca Raton: CRC, 1995
36. A.J. Birkle, R.P. Wei, G.E. Pellissier. *Analysis of plane-strain fracture in a series of 0.45C-Ni-Cr-Mo steels with different sulfur contents*. Transactions of the American Society for Metals, vol. 59, 1966, pp 981-990.
37. D. Firrao, R. Roberti. *A model for plane strain ductile fracture toughness*. In: R.C. Gifkins (editore), Strength of metals and alloys: proceedings of the 6th International Conference, Melbourne, Australia, 16-20 August 1982. Oxford: Pergamon, 1983, v 2, p 947-952.
38. D. Firrao, R. Roberti. *Ductile fracture nucleation ahead of sharp cracks*. Metallurgical Science and Technology, 1983, vol.1, n. 1, pp 5-13.
39. P. Bowen, S. G. Druce, J. F. Knott. *Effects of microstructure on cleavage fracture in pressure vessel steel*. Acta Metallurgica, vol. 34, No. 6, pp 1121-1131, 1986.
40. H. Kotilainen, K. Torronen, P. Nenonen. *The influence of the microstructure on the fracture toughness of a bainitic steel*. In: G.C. Sih, M. Mirabile (editori), Proceedings of an international conference on analytical and experimental fracture mechanics held at Rome, Italy, June 23-27, 1980. Alphen aan den Rijn : Sijthoff and Noordhoff, 1981.
41. X.Z. Zhang, J.F. Knott. *Cleavage fracture in bainitic and martensitic microstructures*. Acta Materialia, Vol. 47, No. 12, p 3483-3495, 1999.

42. X.Z. Zhang, J.F. Knott, *The statistical modelling of brittle fracture in homogeneous and heterogeneous steel microstructure*. Acta Mater., 2000, vol. 48, pp 2135-2146.
43. K. Torronen, H. Kotilainen, P. Nenonen. *A Comparison of Brittle Fracture Behavior of Various Tempered Martensitic and Bainitic Structures of Secondary Hardening Cr-Mo-V Pressure Vessel Steel*. Advances in Fracture Research (Fracture 81), Vol. 2; Cannes; France; 29 Mar.-3 Apr. 1981. pp. 731-738. 1982
44. K. Wallin, T. Saario, K. Torronen. *Statistical model for carbide induced brittle fracture in steel*. Metal Science, v 18, n 1, Jan, 1984, p 13-16
45. C.L. Briant, S.K. Banerji. *Intergranular failure in steels: the role of grain-boundary composition*. International Metal Reviews, No. 4, p 164-199, 1978.
46. T.R. Wilshaw, C.A. Rau, A.S. Tetelman, *A general model to predict the elastic-plastic stress distribution and fracture strength of notched bars in plane strain bending.*, Eng. Fract. Mec., 1968, Vol 1, pp 191-211.
47. D.Firrao, J.A. Begley, G. Silva, R. Roberti, B. De Benedetti. *Influence of notch root radius and austenitizing temperature on fracture appearance of as-quenched charpy-V type AISI 4340 steel specimens*. Metallurgical Transactions A (Physical Metallurgy and Materials Science), v 13A, n 6, Jun, 1982, p 1003-1013.
48. D.Firrao, J.A. Begley, B. De Benedetti, R. Roberti, G. Silva. *Fracture initiation and propagation at the root of the notch in as-quenched AISI 4340 steel charpy type bars with varying notch root radii*. Scripta Metallurgica, v 14, n 5, May, 1980, p 519-524.
49. G. Sachs, G.S. Sangdahl, W.F. Brown. *New notes on high strength heat-treated steels*. The Iron Age, Nov. 23, p 59-63 and Nov. 30, p 76-80, 1950.
50. R. Godse, G. Ravichandran, R.J. Clifton. *Micromechanisms of dynamic crack propagation in an AISI 4340 steel*. Materials Science & Engineering A, v A112, June 1989, p 79-88
51. A. Baus, J.C. Charbonnier, H.P. Lieurade, B. Marandet, L. Roesch, G. Sanz. *Etude par la mecanique de la rupture de la tenacite, de la fissuration par fatigue et de la fissuration par corrosion sous contrainte d'aciers a tres haute resistance*. Revue de Metallurgie, 72, p 891, 1975.
52. E. Mosca, R. Partengo, R. Zocchi. *Valutazione tramite la meccanica della frattura della tenacità degli acciai da utensili in funzione del loro trattamento termico*. Metallurgia Italiana, 67, n.10, 1975, p 562-567.
53. O. E. Okorafor, "Fracture toughness of M2 ed H13 alloy tool steel", Materials Science & Technology, 1987, vol. 3, p 118-124(3?).
54. H. Jespersen. *Influence of the heat treatment on the toughness of some hot-work tool steel grades*. memoria presentata alla 2nd International Conference - Heat Treatment and Surface Engineering in Automotive Applications, svoltasi a Riva del Garda dal 20 al 22 giugno 2005
55. H. Baker, H. Okamoto, S.D. Henry, G.M. Davidson, M.A. Fleming, L. Kacprzak, H.F. Lampman (editori). *ASM Handbook – Volume 3 – Alloy Phase Diagrams*. ASM Int., Materials Park, OH (USA), 1992.
56. R. A Grange, C. R. Hribal, L. F. Porter. *Hardness of tempered martensite in carbon and low-alloy steels*. Metallurgical Transactions A, v 8A, n 11, Nov, 1977, p 1775-1785.
57. S.J. Lawrence. *Delineating prior austenite grain boundaries in steels*. Microsc. Microanal. 10 (Suppl 2), 2004.
58. S. Bechet, L. Beaujard. *Nouveau réactif pour la mise en évidence micrographique du grain austénitique des aciers trempés ou trempés-revenus*. Revue de Metallurgie, 52, p 830-836, 1955.
59. G.A. Dreyer, D.A. Austin, W.D. Smith. *New etchants bring out grain boundaries in martensitic steels*. Metal Progress 86 (1964) 116.
60. L. E. Samuels. *Light microscopy of carbon steels*. ASM Int., Materials Park, OH (USA), 1999
61. D. Firrao, R. Roberti, G. Silva. *The role of micro-structure and notch root radius on the fracture toughness of a martensite structure steel*. In: K.L. Maurer, F.E. Matzer (editori), *Fracture and the role of microstructure: proceedings of the 4th European conference on fracture*, Leoben, Austria, September 22-24, 1982, pp 727-735
62. R. T. Bubsey, T. W. Orange, W. S. Pierce, J. L. Shannon. *Closed form expressions for crack mouth displacements and stress intensity factors for chevron notched short bar and short rod specimens*

- based on experimental compliance measurements. NASA Center for AeroSpace Information (CASI), NASA-TM-83796; E-2293; NAS 1.15:83796 , 19921001; Oct 1, 1992
63. Bluhm, J.I. *Slice synthesis of a three dimensional "work of fracture" specimen*. Engineering Fracture Mechanics, 7 (1975), 593-604.
 64. Wu Shang-Xian. *Fracture toughness determination of bearing steel using chevron-notch three point bend specimen*. Engineering Fracture Mechanics 19 (2) , 1984, 221-232.
 65. J.C. Lagarias, J.A. Reeds, M.H. Wright, P.E. Wright. *Convergence properties of the Nelder-Mead simplex method in low dimensions*. SIAM Journal of Optimization, Vol. 9 Number 1, pp. 112-147, 1998.
 66. W.J. Parker, R.J. Jenkins, C.P. Butler, G.L. Abbott. *Thermal diffusivity measurements using the flash technique*. Journal of Applied Physics 32, 1679, 1961.
 67. J.A. Cape, G.W. Lehaman. *Temperature and finite pulse-time effects in the flash method for measuring thermal diffusivity*. Journal of Applied Physics, v.34, n.7, 1963
 68. T. Yamane, S. Katayama, M. Todoki. *Experimental investigation of nonuniform heating and heat loss from a specimen for the measurement of thermal diffusivity by the laser pulse heating method*. International Journal of Thermophysics, v 18, n 1, Jan, 1997, p 269-290
 69. A. Cezairliyan, T. Baba, R. Taylor. *A high-temperature laser-pulse thermal diffusivity apparatus*. International Journal of Thermophysics, Vol. 15, No. 2, 1994
 70. N.D. Milosevic, M. Raynaud. *A parameter estimation procedure in thermal diffusivity measurements using the laser flash method*. Proceedings of Thermophysics 2002 (Workshop of the Slovak Physical Society), Kocovce, Slovakia, p. 12-27, 2002.
 71. H.S. Carslaw, J.C. Jaeger. *Conduction of heat in solids*. Clarendon Press, Oxford, 1959.
 72. T.Nishi, H.Shibata, K.Tsutsumi, H.Ohta, Y.Waseda. *Measurement of thermal diffusivity of steels at elevated temperature by a laser flash method*. ISIJ International, Vol. 42 (2002), No. 5, pp. 498-503
 73. J. Sietsma. *The relation between kinetics and thermodynamics for phase transformations in metals*. Atti del workshop: Phase transformations and phase diagrams: study, modelling and applications. AIM, Milano, 2003.
 74. M. Gergely, S. Somogyi, T. Reti, T. Konkoly. *Computerized properties prediction and technology planning in heat treatment of steels*. In: J.R. Davis, G.M. Davidson, S.R. Lampman, T.B. Zorc, J.L. Daquila, A.W. Ronke, K.L. Henniger, R.C. Uhl (editori), ASM Handbook – Volume 4 - Heat treating. ASM Int., Materials Park, OH (USA), 1991.
 75. W. Kurz, J.P. Mercier, G. Zambelli. *Introduction à la science des matériaux*. Parigi: Presses Polytechniques Romandes, 1987
 76. D.P. Koistinen, R.E. Marburger. *A general equation prescribing the extent of the austenite-martensite transformation in pure iron-carbon alloys and plain carbon steels*. Acta Metallurgica, Vol. 7, 1959, p 59-60.
 77. S. Ma, A.S. Varde, M. Takahashi, D.K. Rondeau, M. Maniruzzaman, R. D. Sisson. *Quenching - understanding, controlling and optimizing the process*. Proc. 4th International Conference on Quenching and the Control of Distortion, 2003, Pechino.
 78. C.H. Gur, A.E. Tekkaya. *Finite element simulation of quench hardening*. Steel Research, v 67, n 7, Jul, 1996, p 298-306.

Norme tecniche

79. UNI EN ISO 4957:2002. *Acciai per utensili*. UNI, 2002.
80. A255-99. *Standard test method for determining hardenability of steel*. ASTM International, 1999.
81. UNI EN 10088-1:2005. *Acciai inossidabili - Parte 1: Lista degli acciai inossidabili*. UNI, 2005.
82. E140-02e1. *Standard hardness conversion tables for metals relationship among brinell hardness, vickers hardness, rockwell hardness, superficial hardness, knoop hardness, and scleroscope hardness*. ASTM, 2002. Sostituita nel 2005.
83. E399-90 (1997). *Standard test method for plane-strain fracture toughness of metallic materials*. ASTM, 1997. Sostituita nel 2005.
84. E1820-01. *Standard test method for measurement of fracture toughness*. ASTM, 2001. Sostituita nel 2005.
85. UNI EN ISO 12737:2001. *Materiali metallici - Determinazione della tenacità alla frattura in condizioni di deformazione piana*. UNI, 2001.

86. E407-99. *Standard Practice for Microetching Metals and Alloys*. ASTM, 1999.
87. E112-96. *Standard test methods for determining average grain size*. ASTM, 2004.
88. UNI EN ISO 6507-1. *Materiali metallici - Prova di durezza Vickers - Metodo di prova*. UNI, 1999.
89. UNI EN ISO 6508-1. *Materiali metallici - Prova di durezza Rockwell - Metodo di prova (scale A, B, C, D, E, F, G, H, K, N, T)*. UNI, 2002.
90. UNI EN 10002-1. *Materiali metallici - Prova di trazione - Parte 1: Metodo di prova a temperatura ambiente*. UNI, 2004.
91. UNI 8786. *Prove meccaniche dei materiali metallici. Determinazione del modulo di incrudimento n*. UNI, 1985.
92. UNI EN 10045-1. *Materiali metallici. Prova di resilienza su provetta Charpy. Metodo di prova*. UNI, 1992.
93. E23-04. *Standard test methods for notched bar impact testing of metallic materials*. ASTM, 2004. Sostituita nel 2005.
94. E647-00. *Standard test method for measurement of fatigue crack growth rates*. ASTM, 2000.
95. E813-89E01. *Test method for J_{IC} , a measure of fracture toughness*. ASTM International, 1989. Ritirata senza sostituzione nel 1997.
96. E561-98. *Standard practice for R-curve determination*. ASTM, 1998. Sostituita nel 2005.
97. E1304-97 (2002). *Standard test method for plane-strain (chevron-notch) fracture toughness of metallic materials*. ASTM, 2002.
98. E1461-01. *Standard test method for thermal diffusivity of solids by the flash method*. ASTM, 2001.
99. E975-03. *Standard practice for x-ray determination of retained austenite in steel with near random crystallographic orientation*. ASTM, 2003.

Specifiche e documentazioni tecniche

100. Impresa Uddeholm. *Alumec high strength aluminium*. 2002.
101. Impresa Uddeholm. *Moldmax HH high strength beryllium copper mould alloy*. 2002
102. Impresa Uddeholm. *Moldmax XL high strength copper alloy*. 2002
103. Impresa Lucchini Sidermeccanica. *Keylos: la famiglia degli acciai per lo stampaggio della plastica*. 2005.
104. Impresa Lucchini Sidermeccanica. *Keylos 2001*. 2005.
105. Imprese Int. Mold Steel e Daido Steel. *NAK55*. 2000.
106. Impresa Bohler. *Bohler M261 Extra plastic mould steel*. 2005
107. Impresa Lucchini Sidermeccanica. *Keylos 2002*. 2005.
108. Impresa Edelstahl Witten-Krefeld. *Thyroplast 2738*. 2001.
109. Impresa Lucchini. *Keylos 2738*. 2001.
110. Impresa Bohler. *Bohler M238 - The hardened and tempered plastic mould steel*. 2002.
111. Impresa Buderus. *Plastic Mould Steel 2738*. 2000.
112. Impresa Buderus. *Perfection has a new name: Thruhard Supreme*. 2001.
113. Impresa Uddeholm. *Impax Supreme prehardened mould steel*. 2002.
114. Impresa Cogne. *Tool steel UD25*. 2002.
115. Impresa Eschmannstahl. *Eschmann Aktuell 1000*. 2001.
116. Impresa MathWorks. Documentazione del codice di calcolo numerico Matlab, versione 6.5.0, 2002.
117. Impresa Comsol. Documentazione del codice di calcolo ad elementi finiti Femlab (versione 2.3.0.142), 2002.
118. Impresa ESI Group. Documentazione del codice di calcolo ad elementi finiti Sysweld, 2000.
119. F. Boitout, D. Dry, P. Mourgue, Y. Gooroochurn, H. Porzner. *Sysweld for heat treatment practitioners and part designers - presentation of an engineering simulation solution for heat treatment*. ESI Group, 2004.

Tesi di Laurea e di Dottorato

120. M. Portigliatti. *Organizzazione di un magazzino di grossi blocchi d'acciaio rintracciabilità rispetto ai blumi originali*. Tesi di laurea (relatore: Prof. D. Firrao). Torino, 2005.
121. S. Ghiringhelli. *Determinazione di curve ad U di acciai ad elevata temprabilità*. Monografia di Diploma Universitario (relatore: prof. D. Firrao). Torino, 2003.

122. M. Chiarbonello. *Tenacità a frattura di acciai per stampi per materie plastiche*. Tesi di laurea magistrale (relatore: Prof. D. Firrao). Torino, 2005.
123. P. Bugatti. *Studio e verifica termica di un apparato laser - flash per misure di diffusività termica su materiali solidi da 200 a 1800 °C*. Tesi di laurea magistrale (relatori: Prof. Giuseppe Ruscica, Prof. Valter Giretto). Torino, 2001.
124. P. Matteis. *Studio degli effetti magneto-termo-metallurgo-meccanici indotti da un processo di tempra-distensione ad induzione: analisi sperimentale e validazione numerica con codice FEM*. Tesi di laurea (relatori: Prof. B. DeBenedetti, Ing. G. Maizza). Torino, 2000.

Risultati scientifici non pubblicati

125. R. Gerosa, B. Rivolta, G. Silva. Risultati sperimentali conseguiti nel corso del progetto di ricerca di rilevante interesse nazionale n. 2003091205.
126. M.G. Ienco, A. Parodi, M.R. Pinasco, E. Stagno. Risultati sperimentali conseguiti nel corso del progetto di ricerca di rilevante interesse nazionale n. 2003091205.
127. Progetto di ricerca di rilevante interesse nazionale n. 2003091205. Relazione annuale. 2004.
128. Progetto di ricerca di rilevante interesse nazionale n. 2003091205. Relazione finale. 2005.
129. D. Firrao, M.E. Tata, G. Silva, M.R. Rinasco. *Progettazione di acciai innovativi a saldabilità migliorata per stampi per materie plastiche*. Proposta (poi approvata) per il progetto di ricerca di rilevante interesse nazionale n. 2005090102. 2005.

Comunicazioni private

130. L. Vitrano ed altri (impresa H.C.M. stampi).
131. C. Passoni (impresa Vertek).
132. P. Sartorelli (impresa H.C.M. stampi).
133. Torta (impresa Comau).
134. G. Curti (Politecnico di Torino).
135. A. Ghidini (impresa Lucchini).
136. S. Colombo (impresa Vertek).
137. H. Jespersen (impresa Uddeholm Tooling AB).
138. Magnacca (impresa Uddeholm), per tramite di G. Scavino (Politecnico di Torino).

Documenti tecnici privati

139. L. Sgariboldi. Misurazione flessione inserto ... (*omissis*), Rapporto Interno HCM Stampi S.p.A., 2005
140. D. Firrao. Relazione di Consulenza ... (*omissis*), 2003
141. G. Scavino. Relazione di Consulenza ... (*omissis*), 2003
142. Impresa Lucchini Sidermeccanica. Certificato di colata n. 030000003655-0620-001, rilasciato in data 20/02/2004
143. Impresa Eschmannstahl. Testo distribuito presso i clienti e concernente gli acciai per stampi per materie plastiche.
144. Impresa Eschmannstahl. Certificato della colata n. 155467, rilasciato in data 25/06/2002
145. Impresa Lucchini Sidermeccanica. Ordine di Produzione numero 60400109/0001 del 17/01/2004.